PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-195589
(43)Date of publication of application : 28.07.1998

(51)Int.Cl. C22C 38/00
C22C 38/14
C22C 38/58

(21)Application number : 08-356488
(22)Date of filing : 26.12.1996

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP
(72)Inventor : OCHI TATSURO
KANISAWA HIDEO

(54) INDUCTION HARDENED STEEL MATERIAL WITH HIGH TORSIONAL FATIGUE STRENGTH

(57)Abstract:
PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an induction hardened steel material having superior torsional fatigue strength required of shaft parts and excellent in manufacturability such as cold workability by specifying a composition consisting of C, Si, Mn, S, Al. Ti, B, N, P, Cu, O, and Fe, a ratio between effective hardening depth and parts radius, and a hardness in the projected core part, respectively.
SOLUTION: A composition, containing, by weight, 0.35-0.60% C, 0.01-0.15% Si, 0.2-1.60% Mn, 0.005-0.15% S, 0.010-0.06% Al, 0.005-0.050% Ti, 0.0005-0.005% B, and 0.0015-0.008% N, also containing P, Cu, and O limited to ≤0.020%, ≤ 0.05%, and ≤0.0025%, respectively, and having the balance Fe with inevitable impurities and further containing, if necessary, prescribed amounts of Cr, Mo, Ni, Nb, and V, is provided. Moreover, the ratio between the effective hardening depth (t) of steel material and the radius (r) of parts, t/r, is regulated to 0.3-0.6, and the hardness in the projected core part, represented by Hp-core=Hcore/(1-t/r) (where Hcore means the hardness in the core part), is regulated to ≥HV400.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]	29.03.2002
[Date of sending the examiner's decision of rejection]	28.10.2003
[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]	
[Date of final disposal for application]	
[Patent number]	
[Date of registration]	
[Number of appeal against examiner's decision of rejection]	
[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]	
[Date of extinction of right]	

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] As a weight ratio, C:0.35 - 0.60%, Si:0.01-0.15%, Mn: 0.2-1.60%, S:0.005 - 0.15%, aluminum:0.010-0.06%, Ti: 0.005-0.050%B:0.0005-0.005%, N:0.0015 - 0.008% is contained. P:0.020% or less, It restricts to less than [Cu:0.05%] and O:0.0025% or less, respectively. the remainder — from iron and an unescapable impurity — becoming — the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and the components radius r — the quantity characterized by for t/r being 0.3-0.6 and projection core part hardness Hp-core defined below being 400 or more HV — twisting — fatigue strength induction hardening steel materials.
The definition of projection core-part hardness: When referred to as effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t, the components radius r, and core part hardness Hcore, it is projection core part hardness.
Hp-core=Hcore/(1-t/r)

[Claim 2] As a weight ratio, C:0.35 - 0.60%, Si:0.01-0.15%, Mn: 0.2-1.60%, S:0.005 - 0.15%, aluminum:0.010-0.06%, Ti: 0.005-0.050%B:0.0005-0.005%, N:0.0015 - 0.008% is contained. P:0.020% or less, It restricts to less than [Cu:0.05%] and O:0.0025% or less, respectively. t/r is 0.4-0.75. the remainder — from iron and an unescapable impurity — becoming — the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and the components radius r — and the ratio of projection core part hardness Hp-core defined below and hardening layer hardness Hcase — the quantity characterized by Hp-core/Hcase being 0.56 or more — twisting — fatigue strength induction hardening steel materials.
The definition of projection core-part hardness: When referred to as effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t, the components radius r, and core part hardness Hcore, it is projection core part hardness.
Hp-core=Hcore/(1-t/r)

[Claim 3] As a weight ratio, C:0.35 - 0.60%, Si:0.01-0.15%, Mn: 0.2-1.60%, S:0.005 - 0.15%, aluminum:0.010-0.06%, Ti: 0.005-0.050%B:0.0005-0.005%, N:0.0015 - 0.008% is contained. P:0.020% or less, It restricts to less than [Cu:0.05%] and O:0.0025% or less, respectively. t/r is 0.4-0.75. the remainder — from iron and an unescapable impurity — becoming — the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and the components radius r — and the ratio of projection core part hardness Hp-core defined below and hardening layer hardness Hcase — the quantity characterized by for Hp-core/Hcase being 0.56 or more and the average hardness Hav in a cross section defined further below being 560 or more HV — twisting — fatigue strength induction hardening steel materials.
The definition of projection core-part hardness: When referred to as effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t, the components radius r, and core part hardness Hcore, it is projection core part hardness.
Hp-core=Hcore/(1-t/r)
The definition of the average hardness in a cross section: It is [Equation 1], when the cross section of a radius a was divided into the ring of N individual concentric circular radial, Hn and a radius are set to rn and spacing is set to deltarn for the hardness of the n-th ring-like part.

$$\text{断面内平均硬さ } Hav = \left(\sum_{n=1}^{N} H_n \times r_n^2 \times \Delta r_n\right) \times 3/a^3$$

[Claim 4] As a weight ratio, C:0.35 - 0.60%, Si:0.01-0.15%, Mn: 0.2-1.60%, S:0.005 - 0.15%, aluminum:0.010-0.06%, Ti: 0.005-0.050%B:0.0005-0.005%, Further N:0.0015 to 0.008% Cr:0.1 ** -1.2%, One sort (Mo:0.02-0.8% and nickel:0.1-3.5% Nb:0.01-0.3%V:0.03-0.6%) or two sorts or more are contained. It restricts to less than [Cu:0.05%] and O:0.0025% or less P:0.020% or less, respectively. the remainder — from iron and an unescapable impurity — becoming — the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and the components radius r — the quantity characterized by for t/r being 0.3-0.6 and projection core part hardness Hp-core defined below being 400 or more HV — twisting — fatigue strength induction hardening steel materials.
The definition of projection core-part hardness: When referred to as effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t, the components radius r, and core part hardness Hcore, it is projection core part hardness.
Hp-core=Hcore/(1-t/r)

[Claim 5] As a weight ratio, C:0.35 - 0.60%, Si:0.01-0.15%, Mn: 0.2-1.60%, S:0.005 - 0.15%, aluminum:0.010-0.06%, Ti: 0.005-0.050%B:0.0005-0.005%, N:0.0015 - 0.008% is contained. Further Cr:0.1 ** - 1.2%, One sort (Mo:0.02-0.8% and nickel:0.1-3.5%Nb:0.01-0.3%V:0.03-0.6%) or two sorts or more are contained. It restricts to less than [Cu:0.05%] and O:0.0025% or less P:0.020% or less, respectively. t/r is 0.4-0.75. the remainder — from iron and an unescapable impurity — becoming — the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and a components radius — and the ratio of projection core part hardness Hp-core defined below and hardening layer

hardness Hcase — the high swing fatigue strength induction hardening steel materials characterized by Hp-core/Hcase being 0.56 or more.
The definition of projection core-part hardness: When referred to as effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t, the components radius r, and core part hardness Hcore, it is projection core part hardness. Hp-core=Hcore/(1-t/r)
[Claim 6] As a weight ratio, C:0.35 - 0.60%, Si:0.01-0.15%, Mn: 0.2-1.60%, S:0.005 - 0.15%, aluminum:0.010-0.06%, Ti: 0.005-0.050%B:0.0005-0.005%, N:0.0015 - 0.008% is contained. Further Cr:0.1 ** - l.2%, One sort (Mo:0.02-0.8% and nickel:0.1-3.5%Nb:0.01-0.3%V:0.03-0.6%) or two sorts or more are contained. It restricts to less than [Cu:0.05%] and O:0.0025% or less P:0.020% or less, respectively. t/r is 0.4-0.75. the remainder — from iron and an unescapable impurity — becoming — the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and a components radius — and the ratio of projection core part hardness Hp-core defined below and hardening layer hardness Hcase — the quantity characterized by for Hp-core/Hcase being 0.56 or more and the average hardness Hav in a cross section defined further below being 560 or more HV — twisting — fatigue strength induction hardening steel materials.
The definition of projection core-part hardness: When referred to as effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t, the components radius r, and core part hardness Hcore, it is projection core part hardness. Hp-core=Hcore/(1-t/r)
The definition of the average hardness in a cross section: It is [Equation 1], when the cross section of a radius a was divided into the ring of N individual concentric circular radial, Hn and a radius are set to rn and spacing is set to **rn for the hardness of the n-th ring-like part.

$$\text{断面内平均硬さ}\ Hav = \left(\sum_{n=1}^{N} H_n \times r_n^2 \times \Delta r_n\right) \times 3/a^3$$

[Claim 7] the quantity according to claim 1 to 3 whose old austenite grain size of an induction hardening layer is more than No. 9 — twisting — fatigue strength induction hardening steel materials.
[Claim 8] either of claims 4-6 whose old austenite grain sizes of an induction hardening layer are more than No. 9 — the quantity of a publication — twisting — fatigue strength induction hardening steel materials.

[Translation done.]

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]
[0001]
[Field of the Invention] Quantity, it twists, and is concerned with invention of fatigue strength induction hardening steel materials, and this invention relates to outstanding invention of induction hardening steel materials which twisted, has fatigue strength and was excellent in manufacturability like cold-working nature at the time of the manufacture as a shank article which constitutes the power transfer system of automobiles, such as a shaft which has in more detail the spline section shown in (A) - (C) of drawing 1 , a shaft with a flange, and a shaft with an outer case.
[0002]
[Description of the Prior Art] Although the shank article which constitutes the power transfer system of an automobile usually carries out fabrication of the medium carbon steel to predetermined components, gives induction hardening-annealing and is manufactured, it is twisted with the high increase in power of an automobile engine in recent years, and atmospheric control correspondence, and its orientation of the improvement in fatigue strength is strong. On the other hand, in order to plan manufacture cost reduction on the occasion of autoparts manufacture, orientation of improvement in manufacturability, such as cold-working nature, is also strong.
[0003] On the other hand, the steel which becomes a JP,63-62571,B official report from C:0.30 - 0.38%, Mn:0.6-1.5%, B:0.0005 - 0.0030%, Ti:0.01-0.04%, and aluminum:0.01-0.04% is fabricated to a drive shaft, and the manufacture approach of the drive shaft which makes the ratio of the induction hardening depth and a steel member radius 0.4 or more with induction hardening is shown. static in this invention material — although it twists and reference is made about reinforcement, it twists and reference is not made at all about fatigue strength.
[0004] they are the static **** reinforcement which is the ingredient drag force to static loads, and the ingredient drag force to repeated loads — it twists, and rule factors differ and fatigue strength is another property. Moreover, in this invention, it is not considered at all about cold-working nature. Therefore, the present condition is not necessarily applied to the components which twist the ingredient with cold-working nature, and need a fatigue property.
[0005] Moreover, the manufacture approach of the machine structural steel worker components characterized by the thing which performed cold forging, and for which after induction hardening is carried out and machine structural steel worker components are manufactured C:0.35 ** -0.65% at JP,1-38847,B by being made from less than [Ti:0.05%] and the steel which consists of aluminum:0.015-0.050% less than [Si:0.15%], less than [Mn:0.60%], and B:0.0005 to 0.0050% is shown. The additions of the 1st page [3-4th] table of this official report to Ti and N are Ti:0.04% and N:0.014% at the maximum. The cold-working nature of this steel is not necessarily enough. moreover, clear from the 4th page right column of the 16th line of this official report, and the 3rd table in this invention — as -- an ingredient with a diameter of 25mm — the maximum of the hardening layer depth — 3mm — it is — that is, the ratio of hardening layer depth t and a radius — t/r is 0.24 at the maximum and is very shallow. Moreover, it twists in this official report, there are not reinforcement and description twist and concerning fatigue strength, and strong achievement RE ** RU is unknown. That is, nothing is completely indicated about the technique about the induction hardening steel materials which twisted and excelled [invention / this] in fatigue strength.
[0006]
[Problem(s) to be Solved by the Invention] The technical problem of this invention tends to offer the induction hardening [which was excellent as a shank article] steel materials which twisted and was excellent in manufacturability like cold-working nature at the time of the manufacture by having fatigue strength.
[0007]
[Means for Solving the Problem] In order to realize the induction hardening steel materials which were excellent in cold-working nature at the time of the manufacture, and were excellent as components and which twist and have fatigue strength, this invention persons inquired wholeheartedly and acquired the following knowledge.
[0008] (1) The following approach is effective in order to secure cold-working nature.
1) Reduce Si and P which are a solid-solution hardening element.
2) Secure hardenability mainly by B addition.
[0009] (2) In order to secure cold-working nature, rationalization of the amount of N is still more indispensable. In order to pull out the hardening disposition top effectiveness of the above-mentioned B, it is necessary to reduce Dissolution N. In addition to the above, abundant addition [as / whose addition of N which is indicated in the 1st page / 3-4th / table of JP,1-38847,B is 0.014% at the maximum] causes the following evils.

1) TiN deposits in the cooling process of steel bar rolling before cold working, or the cooling process of softening, and precipitation hardening by this causes the increment in hardness on the contrary in the abundant addition steel of N.
2) Since the abundant deposit of TiN causes a crack at the time of cold working, such as rolling, while degrading machinability remarkably, in high N steel, cold-working nature gets worse remarkably.
[0010] It is thought that it is based on the evil of abundant addition of N to such cold-working nature that whose cold-working nature of the technique of JP,1-38847,B is not necessarily enough. the evil of TiN to cold-working nature — controlling — in addition — and in order to pull out the hardening disposition top effectiveness of B, it is required to control in N:0.0015 - 0.008% of range.
[0011] (3) Next, induction hardening steel materials twist and fatigue breaking occurs the following process.
A. A crack occurs on the boundary of a front face or a hardening layer, and a core part.
B. A crack spreads the first stage a field parallel to shaft orientations, or in respect of being perpendicular. This is called mode III destruction below.
C. A lifting and the last destruction are caused for a brittle fracture with an intercrystalline crack after mode III destruction in respect of 45 degrees to shaft orientations. This is called mode I destruction below.
[0012] (4) The mode III destruction which was twisted and was stated in the column of a fatigue-breaking process "B." is the ductile fracture accompanied by a dimple pattern the account of a top, if many sludges like TiN exist, this will serve as a nucleus of ductile fracture and mode III destruction will become easy to break out.
[0013] They are a lifting and a cone about the ductile fracture which uses TiN as a nucleus in the boron steel with which the addition of Ti like a publication and N contains Ti:0.04% and N:0.014% at the maximum in a JP,1-38847,B official report. As for one of the causes by which the technique of a JP,1-38847,B official report has not spread, this is considered to be the cause. Therefore, it is required to regulate the amount of N in less than 0.0015 - 0.008% of range also from the view of the improvement in mode III disruptive strength.
[0014] (5) In order to control the brittle fracture mode I accompanied by an intercrystalline crack, crystal stressing by the following approach is effective in the shaft orientations stated in the column of the above-mentioned **** fatigue-breaking process "C." in the field of 45 degrees.
1) Addition of B. B depends grain boundary segregation P on the effectiveness driven out of a grain boundary.
2) Reduction of P and Cu which are a grain-boundary-segregation element, and the amount of O.
3) Reduction of the amount of grain boundary deposits of TiN by rationalization of Ti and the amount of N.
[0015] (6) In order to control the brittle fracture mode I accompanied by the above-mentioned intercrystalline crack, it becomes still larger by adding the following technique further in addition to the above.
1) Crystal stressing by addition of Cr, Mo, nickel, Nb, and V.
2) Grain refining of the old austenite particle size.
[0016] (7) If cold-working nature is thought as important and material hardness is made small, since material hardness will usually turn into core part hardness, core part hardness becomes low. When core part hardness is low, and when the hardening layer depth is shallow, an internal origin comes. It twists, so that core part hardness is so high that the hardening layer depth is deep in the case of an internal origin, and fatigue strength improves.
[0017] Drawing 2 is the mimetic diagram having shown the relation between the ****** hardening layer depth and core part hardness in **** fatigue strength. In drawing 2 , although an origin will move from A to B and reinforcement will improve if core part hardness is increased from (a) to (b), the effectiveness of this high-intensity-izing is equivalent to the case where made the hardening layer depth deep from (a) to (c), and an origin moves from A to C. Then, the degree type defined projection core part hardness as a new index which can describe the effectiveness of both core part hardness Hcore and hardening layer depth t/r (effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t, the components radius r) to coincidence. Although 1x105 times of internal origin material twist drawing 3 and fatigue strength is arranged by projection core part hardness Hp-core, both have good correlation. In order for 1x105 times to twist and to set fatigue strength to 600 or more MPas, projection core part hardness Hp-core can attain or more by 400.
[0018] The definition of projection core-part hardness: When referred to as effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t, the components radius r, and core part hardness Hcore, it is projection core part hardness.
Hp-core=Hcore/(1-t/r)
(8) In order [further excellent] to twist and to realize fatigue strength, it is the point to move a destructive origin from the interior to a front face. Although it is thought that Hp-core/Hcase serves as a surface origin from drawing 2 or more by one, it differs in fact. Drawing 4 shows the relation of a destructive origin, Hp-core/Hcase, and the number N of repeats. Hp-core/Hcase becomes a surface origin or more by 0.56 in general.
[0019] (9) the case of a surface origin — a fatigue process — a front face — work softening — carrying out — the method of - a basis — the elasticity core part is work hardened. That is, micro plastic deformation is advancing inside from the front face in the fatigue process, and, as for the **** fatigue strength of surface origin material, the whole hardness distribution in a cross section influences. As an average of the hardness in a cross section, the bottom type defined the average hardness Hav in a cross section.
[0020] Although 1x105 times of surface origin material twist drawing 5 and fatigue strength is arranged with the projection core part hardness Hav, both have good correlation. In order for 1x105 times to twist and to set fatigue strength to 650 or more MPas, the average hardness Hav in a cross section can attain or more by 560.
[0021] The definition of the average hardness in a cross section: It is [0022], when the cross section of a radius a was divided into the ring of N individual concentric circular radial, Hn and a radius are set to rn and spacing is set to

**rn for the hardness of the n-th ring-like part.
[Equation 1]

$$断面内平均硬さ\ Hav = \left(\sum_{n=1}^{N} H_n \times r_n^2 \times \triangle r_n\right) \times 3/a^3$$

knowledge with this invention new [more than] — a basis — ******-do — it is ** and the summary of this invention is as follows.
[0023] Invention of claim 1 of this invention, and claim 4 as a weight ratio (1) C:0.35 - 0.60%, Si: 0.01-0.15%, Mn:0.2-1.60%, S:0.005 - 0.15%, aluminum: 0.010-0.06%, Ti:0.005-0.050%B:0.0005-0.005%, N:0.0015 - 0.008% is contained, and the need is accepted further. Cr:0.1 ** -1.2%, V:0.03 - 0.6% of one sort or two sorts or more are contained 0.01 to 0.3%. Mo:0.02-0.8% and nickel:0.1 - 3.5%Nb: — It restricts to less than [Cu:0.05%] and O:0.0025% or less P:0.020% or less, respectively. the remainder — from iron and an unescapable impurity — becoming — the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and the components radius r — the quantity characterized by for t/r being 0.3-0.6 and projection core part hardness Hp-core defined below being 400 or more HV — twisting — fatigue strength induction hardening steel materials.
[0024] The definition of projection core-part hardness: When referred to as effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t, the components radius r, and core part hardness Hcore, it is projection core part hardness.
Hp-core=Hcore/(1-t/r)
Invention of claim 2 of this invention, and claim 5 as a weight ratio (2) C:0.35 - 0.60%, Si: 0.01-0.15%, Mn:0.2-1.60%, S:0.005 - 0.15%, aluminum: 0.010-0.06%, Ti:0.005-0.050%B:0.0005-0.005%, Contain N:0.0015 - 0.008%, and the need is accepted further. One sort (Cr:0.1 ** - 1.2%, Mo:0.02-0.8%, and nickel:0.1-3.5%Nb:0.01-0.3%V:0.03-0.6%) or two sorts or more are contained. It restricts to less than [Cu:0.05%] and O:0.0025% or less P:0.020% or less, respectively. t/r is 0.4-0.75. the remainder — from iron and an unescapable impurity — becoming — the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and a components radius — and the ratio of projection core part hardness Hp-core defined below and hardening layer hardness Hcase — the high swing fatigue strength induction hardening steel materials characterized by Hp-core/Hcase being 0.56 or more.
[0025] The definition of projection core-part hardness: When referred to as effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t, the components radius r, and core part hardness Hcore, it is projection core part hardness.
Hp-core=Hcore/(1-t/r)
(3) Invention of claim 3 of this invention, and claim 6 As a weight ratio, C:0.35 - 0.60%, Si:0.01-0.15%, Mn: 0.2-1.60%, S:0.005 - 0.15%, aluminum:0.010-0.06%, Ti: 0.005-0.050%B:0.0005-0.005%, Contain N:0.0015 - 0.008%, and the need is accepted further. One sort (Cr:0.1 ** - 1.2%, Mo:0.02-0.8%, and nickel:0.1-3.5%Nb:0.01-0.3%V:0.03-0.6%) or two sorts or more are contained. It restricts to less than [Cu:0.05%] and O:0.0025% or less P:0.020% or less, respectively. t/r is 0.4-0.75. the remainder — from iron and an unescapable impurity — becoming — the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and a components radius — and the ratio of projection core part hardness Hp-core defined below and hardening layer hardness Hcase — the quantity characterized by for Hp-core/Hcase being 0.56 or more and the average hardness Hav in a cross section defined further below being 560 or more HV — twisting — fatigue strength induction hardening steel materials.
[0026] The definition of projection core-part hardness: When referred to as effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t, the components radius r, and core part hardness Hcore, it is projection core part hardness.
Hp-core=Hcore/(1-t/r)
The definition of the average hardness in a cross section: It is [0027], when the cross section of a radius a was divided into the ring of N individual concentric circular radial, Hn and a radius are set to rn and spacing is set to **rn for the hardness of the n-th ring-like part.
[Equation 1]

$$断面内平均硬さ\ Hav = \left(\sum_{n=1}^{N} H_n \times r_n^2 \times \triangle r_n\right) \times 3/a^3$$

(4) the quantity according to claim 1 to 3 whose old austenite grain size of an induction hardening layer of invention of claim 7 of this invention and claim 8 is more than No. 9 — twisting — fatigue strength induction hardening steel materials — and — being according to claim 4 to 6 — twist quantity and they are fatigue strength induction hardening steel materials.
[0028]
[Embodiment of the Invention] Below, the gestalt of operation of this invention is explained.
[0029] First, the reason which limited the component content range of this invention like the above is explained.
[0030] Although C was an element effective in making the hardness of an induction hardening hardening layer increase C:0.35 to 0.60%, if less than 0.35% of hardness is insufficient and it exceeds 0.60%, while the hardness before induction hardening would become hard too much and cold-working nature would deteriorate, in order that the carbide deposit to an austenite grain boundary might become remarkable and might degrade grain boundary reinforcement, the content was defined to 0.35 - 0.60%.
[0031] Si: Si adds crystal stressing as a deoxidation element as an aim 0.01-0.15%. However, less than 0.01% of the effectiveness is insufficient. In order that the method of - and Si may make material hardness high by solid-solution hardening, the addition exceeding 0.15% degrades cold-working nature, such as cutting ability, in the phase before induction hardening. The content was made into 0.01 - 0.15% by the above reason.

[0032] Mn: Add Mn 0.20 to 1.60% for the purpose of detailed-izing of the improvement in (1) hardenability, and the austenite grain at the time of (2) induction-hardening heating by forming MnS in steel, and improvement in (3) machinability. However, less than 0.20% of this effectiveness is insufficient. On the other hand, if superfluous addition of Mn is carried out, will make the pearlite molar fraction of the material before induction hardening increase, material reinforcement will be made to increase, and cold-working nature will be degraded. Especially this inclination becomes remarkable by addition of ** 1.60%. The content of Mn was made into 0.20 - 1.60% from the above reason. In addition, it is desirable to restrict to the range of Mn:0.20-1.00% desirably in the steel materials which thought cold-working nature as important more.
[0033] Although S forms MnS in steel and it adds S:0.005 to 0.15% for the purpose of detailed-izing of the austenite grain at the time of induction hardening heating by this, and improvement in machinability, less than 0.005% of the effectiveness is insufficient. On the other hand, if it exceeds 0.15%, the effectiveness will be saturated and will cause lifting grain boundary embrittlement for grain boundary segregation rather. The content of S was made into 0.005 - 0.15% from the above reason.
[0034] aluminum: Although aluminum was added as a deoxidation element and a grain-refining element 0.010-0.06%, less than 0.010% of the effectiveness was insufficient, and since the effectiveness is saturated and the mode III disruptive strength in the last components was rather degraded when it exceeded 0.06%, on the other hand, the content was made into 0.010 - 0.06%.
[0035] Ti: Although Ti combines with N in steel and serves as TiN 0.005-0.050%, add for the purpose of reservation of BN deposit prevention B by the full fixity of the dissolution N by this, i.e., dissolution. Furthermore, Ti addition contributes also to grain refining of a hard facing layer. However, less than 0.005% of the effectiveness was insufficient, and on the other hand, since degradation of the mode III disruptive strength in the crack and the last components at the time of cold working by a lot of TiNTiC(s) was caused when it exceeded 0.05%, the content was made into 0.005 - 0.050%. In addition, cold-working nature and in order to twist quantity and to improve a fatigue strength property further, it is desirable desirably to limit to the range of Ti:0.005-0.030%.
[0036] B:0.0005 to 0.005%, grain boundary segregation of the B is carried out to an austenite grain boundary in the state of dissolution, and it adds making hardenability increase as an aim. The operation which makes grain boundary reinforcement increase to coincidence by driving out grain boundary impurities, such as P and Cu, of a grain boundary also exists. crystal stressing — twisting — reinforcement — it twists and fatigue strength increases. However, less than 0.0005% of the effectiveness was insufficient, and on the other hand, since the superfluous addition exceeding 0.005% caused grain boundary embrittlement rather, it made the content 0.0005 - 0.005%.
[0037] Although it added for the purpose of detailed-izing of the austenite grain at the time of the high-frequency heating by the carbon nitride deposit of AlN etc., since N:0.0015 - 0.008%N caused degradation of the mode III disruptive strength in the cold-working crack and the last components by a lot of TiN deposits while it deposited BN and caused reduction of Dissolution B when it exceeded the method of - that less than 0.0015% of the effectiveness is insufficient, and 0.008%, it made the content 0.0015 - 0.008%. In addition, cold-working nature and in order to twist quantity and to carry out - layer improvement of the fatigue strength property more, it is desirable desirably to limit to N:0.0015 - 0.005% of range.
[0038] P:0.020% or less (0% is included), P makes material hardness high by solid-solution hardening, and degrades formability in cold forging in the phase before induction hardening. Furthermore, grain boundary segregation reduces a lifting and grain boundary reinforcement to an austenite grain boundary, it twists, the brittle fracture under stress is caused, and it is made cheap, therefore reinforcement is reduced. Since a fall on the strength would become remarkable if especially P exceeds 0.020%, 0.020% was made into the upper limit. In addition, when attaining crystal stressing more, 0.015% or less is desirable.
[0039] Cu: It becomes the cause of a lifting and a fall on the strength about grain boundary segregation like [less than / 0.05% / (0% is included) and Cu] P in an austenite grain boundary. Since a fall on the strength would become remarkable if especially Cu exceeds 0.05%, 0.05% was made into the upper limit.
[0040] while O causes lifting grain boundary embrittlement for grain boundary segregation O:0.0025% or less (0% is included) — the inside of steel — hard acid ghost system inclusion — forming — twisting — the brittle fracture under stress — a lifting — it is made cheap and becomes the cause of a fall on the strength. Since a fall on the strength would become remarkable if especially O exceeds 0.0025%, 0.0025% was made into the upper limit.
[0041] Next, the invention steel of claims 4, 5, 6, and 8 is ****** by Cr, Mo, nickel, Nb, and V addition about the increment in ** grain boundary reinforcement, and improvement in ** hardenability. Cr: These elements add as an aim the increment in the grain boundary reinforcement by making the grain boundary carbide with which all deposit in ** austenite grain boundary make it detailed, and improvement in ** hardenability 0.1 ** -1.2%, Mo:0.02-0.80%, nickel:0.1-3.50%, Nb:0.01-0.3%, and V:0.03 to 0.6%. Moreover, the toughness near the grain boundary is improved to nickel, and it also has the effectiveness which controls a brittle fracture. Moreover, Nb and V form carbon nitride in steel, and also have the effectiveness of making the austenite grain at the time of high-frequency heating making it detailed. Less than [Cr:01%], less than [Mo:0.02%], less than [nickel:0.1%], less than [Nb:0.01%], and less than V:0.03% of such effectiveness are insufficient. On the other hand, such effectiveness is saturated with Cr:1.2% **, Mo:0.80% **, nickel:3.50% **, Nb:0.3% **, and V:0.6% **, and superfluous addition of these elements causes degradation of cold-working nature rather. From the above reason, the content was limited to the above-mentioned range, respectively.
[0042] next — from the component of the above [induction hardening steel materials] in claims 1 and 4 — becoming — the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and the components radius r

THIS PAGE BLANK (USPTO)

— although projection core part hardness Hp-core which sets t/r to 0.3-0.6, and is defined above sets to 400 or more HV, the reason limited to it coming is explained below.
[0043] Effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t said by the invention in this application is JIS. G It is the effective case depth hardended by carburizing treatment based on the induction hardening hardening layer depth measuring method specified by 0559. Claims 1 and 4 are invention which it twisted in the case of the internal origin, and aimed at improvement in reinforcement. When effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t/r exceeds 0.6, an origin turns into a surface origin and **** fatigue strength rule factors differ. On the other hand, t/r twists less than by 0.3, and the improvement effectiveness in fatigue strength is small. By the above reason, effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t/r was limited to the range of 0.3-0.6. Next, the **** fatigue strength of internal origin material improves in proportion to projection core part hardness Hp-core, as shown in the above and drawing 3 . In order to make 1x105 times of time amount reinforcement or more into 600, it is required to set projection core part hardness to 400 or more HV, less than [it], it twists and fatigue strength runs short. From the above reason, projection core part hardness Hp-core set to 400 or more HV. In addition, in order to make or more into 650 1x105 times which is higher on-the-strength RE ** RU of time amount reinforcement in an internal origin, it is desirable to set projection core part hardness to 440 or more HV.
[0044] next — from the component of the above [induction hardening steel materials] in claims 2 and 5 — becoming — the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and the components radius r — the ratio of projection core part hardness Hp-core which t/r is 0.4-0.75 and is defined above, and hardening layer hardness Hcase — although Hp-core/Hcase carries out to 0.56 or more, the reason limited to it coming is explained below.
[0045] It twists and claims 2 and 5 are the steel materials still higher than claims 1 and 4 with an eye on fatigue strength RE ** RU. the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and the components radius r — t/r was set to 0.4-0.75 for burning by the shank article production process and the danger of crack generating increasing, since surface compressive residual stress will decline if effective case depth hardended by carburizing treatment twists less than by 0.4 by t/r, and the improvement effectiveness in fatigue strength is small and exceeds 0.75, although the **** fatigue strength of induction hardening material improves so that it makes the induction hardening depth deep. Next, surface one twists rather than the interior and the fatigue-breaking origin of fatigue strength improves so that clearly from drawing 2 . or [whether a surface origin comes or / that an internal origin comes] — the ratio of projection core part hardness Hp-core and hardening layer hardness Hcase — it is dependent on Hp-core/Hcase. As shown in drawing 4 , Hp-core/Hcase becomes a surface origin or more by 0.56. the invention in this application — the ratio of projection core part hardness Hp-core and hardening layer hardness Hcase — having limited Hp-core/Hcase to 0.56 or more range is based on the above reason.
[0046] next — from the component of the above [induction hardening steel materials] in claims 3 and 6 — becoming — the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and the components radius r — the ratio of projection core part hardness Hp-core which t/r is 0.4-0.75 and is defined above, and hardening layer hardness Hcase — although the average hardness Hav in a cross section which Hp-core/Hcase is 0.56 or more and is defined further above sets to 560 or more HV, the reason limited to it coming is explained below.
[0047] Claims 3 and 6 are invention which aimed at improvement in the **** reinforcement in the case of a surface origin, and it twists and they are the steel materials still higher than claims 2 and 5 with an eye on fatigue strength RE ** RU. the ratio of effective-case-depth-hardended-by-carburizing-treatment t and the components radius r — t/r — the range of 0.4-0.75 — moreover, the same reason as above-mentioned claims 2 and 5 limited Hp-core/Hcase to 0.56 or more range.
[0048] Next, surface origin material twists, and fatigue strength improves in proportion to projection core part hardness Hp-core, as shown in the above and drawing 5 . In order to make 1x105 times of time amount reinforcement or more into 650, it is required to set average hardness Hav in a cross section to 560 or more HV, less than [it], it twists and fatigue strength runs short.
[0049] From the above reason, the average hardness HaV in a cross section set to 560 or more HV. In addition, in order to make or more into 700 1x105 times which is higher level on the strength of time amount reinforcement in a surface origin, it is desirable to set average hardness Hav in a cross section to 560 or more HV.
[0050] Next, claims 7 and 8 are the induction hardening steel materials which made the austenite grain at the time of high-frequency heating - layer detailed, and attained high intensity-ization by intergranular fracture prevention. Although the brittle fracture by intergranular fracture is controlled by grain refining of the old austenite grain boundary of an induction hardening layer, the grain size number of the old austenite grain size of the induction hardening layer of induction hardening steel materials having considered more than as No. 9 in this invention is because this effectiveness is small less than in No. 9.
[0051] Next, the manufacture approach of this invention steel materials is described.
[0052] Which conditions are sufficient, as long as it does not limit especially the induction hardening conditions and tempering conditions for manufacture but is satisfied with the induction hardening steel materials of this invention of the requirements for this invention. For example, if the requirements for this invention are satisfied, it is not necessary to perform tempering processing. Moreover, if satisfied with this invention of the requirements for this invention, heat treatment of normalizing, annealing, spheroidizing, hardening-annealing, etc. can be performed if needed before induction hardening. In addition, when not performing normalizing, annealing, and spheroidizing before induction hardening, it is desirable to perform manufacture by hot rolling of a steel-materials material after finishing temperature:700-900 degree C and finishing rolling on the average cooling rate:0.1-1.7 degree-C/second conditions

of a 700-500-degree C temperature requirement. However, it does not limit especially in this invention.
[0053] One sort of calcium and Pb or two sorts can be made to contain in this invention steel materials if needed for the purpose of the improvement in machinability. In addition, calcium has not only the improvement in machinability but the effectiveness of combining with P in steel, generating phosphide, reducing the amount of grain boundary segregation of P, and making grain boundary reinforcement increasing. The proper addition range of calcium and Pb is as follows. calcium: 0.0005-0.010%, in this invention, big compressive residual stress can be given to the front face of an induction hardening shank article Pb:0.05 to 0.5%, a brittle fracture can be controlled by this, and much more high intensity-ization can also be attained. By making residual stress of **** of induction hardening steel materials or less [-80 kgf/mm] into two, a brittle fracture is controlled, it twists and fatigue strength improves notably. Grant of the compressive residual stress to induction hardening steel materials has the effective hard shot-peening processing by the strength of 1.0 or more mmAs of arc heights after induction hardening-annealing. Here, arc height is the index of the strength of shot peening as indicated by "automobile technique, Vol.41, No.7, and 1987, 726 - 727-page." However, which conditions are sufficient, as long as it does not limit especially the conditions of grant of compressive residual stress but is satisfied with this invention of the requirements for this invention.
[0054] It twists and one of the causes of generating of a crack in a fatigue process is the hardness nonuniformity of a hardening layer. The object components of the invention in this application are as [hot rolling], and are cold working. - Except when induction hardening is carried out, after passing through heat treatment of simple annealing in the temperature below the after [hot rolling] A3 transformation point etc., it may be carried out cold-working-induction hardening. However, the organization which passed through heat treatment of simple annealing etc. is greatly influenced in the organization of rolled stock after hot rolling. Therefore, even when receiving such a hot rolling postheat treatment, for hardness nonuniformity control of the hardening layer at the time of induction hardening, rationalization of a rolled stock organization is important. If the ferrite molar fraction of the organization of rolled stock exceeds 35% and the diameter of ferrite crystal grain exceeds 30 micrometers, the nonuniformity of remarkable hardness will be produced and twisted in a hardening layer, and it will lifting-come to be easy of fatigue breaking. Therefore, it is desirable for the diameter of ferrite crystal grain to set [the organization molar fraction of the ferrite of the organization of rolled stock] to 30 micrometers or less at 35% or less. However, this tissue factor is not limited especially in this invention.
[0055]
[Example] Below, an example shows the effectiveness of this invention still more concretely.
(Example-1) The example of the 1st invention of this application and the 7th invention is shown in Table 1 and 2.
[0056]
[Table 1]

区分	鋼No.	化学成分 (mass%) C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	V_{L1000} (m/min)
第1及び第7発明鋼材	1	0.38	0.04	1.42	0.020	0.037	0.021	0.0023	0.0048	0.012	0.02	0.0014	16
	2	0.45	0.06	1.43	0.018	0.031	0.018	0.0023	0.0038	0.012	0.01	0.0012	14
	3	0.53	0.12	1.21	0.008	0.026	0.020	0.0028	0.0042	0.007	0.01	0.0008	14
	4	0.42	0.05	0.85	0.042	0.024	0.022	0.0029	0.0068	0.007	0.02	0.0008	17
	5	0.55	0.07	0.39	0.007	0.034	0.023	0.0024	0.0076	0.012	0.01	0.0009	18
比較鋼材	6	0.30	0.05	0.75	0.022	0.026	0.022	0.0028	0.0043	0.012	0.01	0.0012	20
	7	0.85	0.10	0.35	0.008	0.031	0.021	0.0022	0.0041	0.009	0.02	0.0011	12
	8	0.41	0.28	0.78	0.021	0.033	0.019	0.0023	0.0041	0.013	0.02	0.0019	13
	9	0.52	0.04	0.15	0.011	0.038	0.023	0.0021	0.0071	0.009	0.01	0.0011	18
	10	0.42	0.06	1.82	0.018	0.019	0.009	0.0009	0.0037	0.008	0.01	0.0017	11
	11	0.62	0.08	1.27	0.003	0.026	0.024	0.0032	0.0075	0.012	0.01	0.0009	8
	12	0.43	0.06	1.38	0.178	0.025	0.023	0.0026	0.0041	0.013	0.03	0.0011	15
	13	0.37	0.03	0.55	0.018	0.069	0.024	0.0023	0.0043	0.012	0.02	0.0016	13
	14	0.55	0.11	0.83	0.012	0.033	0.003	0.0017	0.0051	0.017	0.01	0.0015	14
	15	0.40	0.06	0.82	0.023	0.036	0.067	0.0021	0.0072	0.008	0.01	0.0014	9
	16	0.54	0.08	0.78	0.009	0.029	0.022	0.0002	0.0068	0.012	0.02	0.0009	15
	17	0.54	0.12	0.51	0.012	0.031	0.017	0.0067	0.0051	0.009	0.02	0.0009	16
	18	0.44	0.07	0.33	0.017	0.028	0.007	0.0013	0.0037	0.012	0.01	0.0012	14
	19	0.43	0.04	0.84	0.031	0.028	0.018	0.0027	0.0048	0.007	0.02	0.0008	17

The steel materials which have the presentation of Table 1 were rolled out to the steel bar of 40mmphi. the drill perforation test piece for machinability evaluation from this steel bar — it twisted and the test piece and the baked crack sensitivity evaluation test piece were extracted.
[0057] Here, it is the description of this invention. - It carries out suddenly and the point that the cold-working nature in the phase before induction hardening is excellent is mentioned. Although cold-working nature is

machinability (cutting ability), rolling nature, formability in cold forging, etc., correlation is among these in - **, and if machinability is excellent, rolling nature and formability in cold forging are also excellent. Then, evaluation of cold-working nature was represented with this application by evaluation of the machinability by the drill. Evaluation of the machinability by the drill was feed-rate 0.33 mm/s, it changed various peripheral speed of a drill (quality of the material: SKH51-phi10mm), asked for the total hole depth from which a drill becomes cutting impossible in each rate, created the peripheral-speed-drill life curve, specified the maximum velocity from which a drill life is set to 1000mm as VL1000, and was made into the valuation basis of machinability. The evaluation result of VL1000 is collectively shown in Table 1. As compared with the comparison steel materials of the carbon content with the same this invention steel materials, machinability is relatively excellent.

[0058] For the comparison steel materials 7, 8, 10, 13, and 15, respectively it is the case where the content of S is less than the range of the invention in this application, the content of C, Si, Mn, aluminum, and Ti is an upper **** case about the range of the invention in this application, each of these steel materials is compared with other steel materials of the same carbon content, and machinability is [the method of -, and the comparison steel materials 11] ******** relatively.

[0059] Next, from the steel materials of Table 1, 20mmphi twisted and the parallel part created the test piece. Induction hardening is performed on condition that frequency [of 10kHz] fixed hardening, and it is **** about annealing at the conditions of 170 degree-Cx 1 hour after that. It twists and twists [examine and] about these samples, and is **** about a fatigue test. It twisted and time amount reinforcement estimated fatigue 1x106 times. Moreover, it is **** about measurement of hardness distribution in a parallel part center section. Table 2 -- each steel materials -- twisting -- reinforcement -- it twists, and a fatigue strength evaluation result is united with an evaluation result besides hardness, and is shown. It twists and each origin of fatigue breaking is an internal origin. In addition, effective case depth hardended by carburizing treatment is JIS. G It is the effective case depth hardended by carburizing treatment based on the induction hardening hardening layer depth measuring method specified by 0559.

[0060]

[Table 2]

（実施例－１）

区分	鋼材 No	表面硬さ Hcase (HV)	芯部硬さ Hcore (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ Hp-core (HV)	γ粒度 No.	表面残留応力 MPa	静的捩り強度 MPa	1×10⁵回捩り疲労強度 MPa
本願規定範囲	－	－	－	0.3～0.8	≧400	≧9*	－	－	－
第1及び第7発明例	1	821	208	0.57	484	9.2	-420	1661	740
	2	852	227	0.54	494	9.2	-451	1735	728
	3	887	230	0.47	451	8.8	-464	1767	646
	4	839	218	0.48	419	8.9	-473	1645	606
	5	806	249	0.38	462	8.8	-577	1686	603
比較例	6	587	153	0.42	502	8.9	-457	1371	494
	7	739	225	0.36	604	9.4	-489	1713	478
	8	825	192	0.43	553	9.0	-466	1540	546
	9	883	173	0.32	524	9.8	-521	1444	413
	10	839	240	0.58	605	7.9	-422	1715	807
	11	883	230	0.47	616	8.0	-503	1754	649
	12	843	220	0.49	587	8.6	-481	1856	658
	13	817	180	0.61	327	8.5	-488	1578	835
	14	828	229	0.52	477	8.3	-429	1820	772
	15	830	188	0.56	427	8.4	-481	1705	740
	16	891	218	0.52	454	8.6	-484	1860	749
	17	691	205	0.49	409	9.2	-512	1789	718
	18	850	295	0.28	410	8.7	-562	1423	619
	19	634	225	0.41	382	8.4	-486	1441	501

*第7発明鋼材

In the example of this invention, all, 1580 or more MPas of static **** reinforcement, it twists and fatigue strength has the outstanding property of 600 or more MPas so that clearly from Table 2. Especially the example 2 of invention that is the example of the 7th invention and whose gamma grain size is more than No. 9 shows the outstanding strength property.

[0061] the steel materials of everything [on the other hand, the examples 6, 9, 14, and 16 of a comparison are the cases where the content of C, Mn, Ti, and B is less than the range of the invention in this application, respectively, and / all] but the same carbon content — comparing — static **** reinforcement — it twists and fatigue strength is relatively inferior. the steel materials of everything [the examples 12 and 17 of a comparison are the cases where the content of S and B exceeds the range of the invention in this application, respectively, and / all] but the same carbon content — comparing — static **** reinforcement — it twists and fatigue strength is relatively inferior. although the example 18 of a comparison has a component in the range of the invention in this application — the hardening layer depth — the range of the invention in this application — a lower **** case — it is — other steel materials of the same carbon content — comparing — static **** reinforcement — twisting — fatigue strength — relative — ********. moreover, the case where projection core part hardness is less than the range of the invention in this application although the example 19 of a comparison had the component in the range of the invention in this application — it is — other steel materials of the same carbon content — comparing — static **** reinforcement — it twists and fatigue strength is relatively inferior.

(Example-2) The example of the 2nd invention of this application and the 7th invention is shown in Table 3 and 4.
[0062]
[Table 3]

(実施例－2)　　(wt%)

区分	鋼No	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	V_{L1000} (m/min)
第2及び第7発明鋼材	1	0.33	0.12	0.78	0.018	0.038	0.018	0.0023	0.0047	0.013	0.02	0.0013	18
	2	0.47	0.05	0.41	0.017	0.018	0.022	0.0009	0.0024	0.008	0.01	0.0017	18
	3	0.53	0.06	0.68	0.008	0.036	0.024	0.0031	0.0070	0.012	0.03	0.0009	15
	4	0.39	0.03	1.48	0.027	0.021	0.017	0.0025	0.0036	0.016	0.02	0.0013	16
	5	0.54	0.04	1.30	0.010	0.019	0.018	0.0023	0.0042	0.012	0.01	0.0008	13
比較鋼材	6	0.41	0.04	0.35	0.026	0.032	0.018	0.0025	0.0037	0.016	0.02	0.0013	18
	7	0.53	0.03	0.41	0.010	0.020	0.017	0.0027	0.0042	0.012	0.01	0.0008	13

the steel materials which have the presentation of Table 3 — the same procedure as example-1 — preparing — **-conditions — static **** reinforcement — it twisted and fatigue strength was evaluated. In addition, the machinability by the drill was evaluated as an index of cold-working nature. Although the evaluation result was shown in Table 3, as compared with the comparison steel materials of the carbon content with the same this invention steel materials, machinability is relatively excellent.
[0063] Next, the evaluation result of a strength property is shown in Table 4. It twists, the origin of fatigue breaking is an internal origin in the example 7 of a comparison, and each of others is surface origins.
[0064]
[Table 4]

（実施例－2）

区分	鋼材 No	表面硬さ Hcase (HV)	芯部硬さ Hcore (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ Hp-core (HV)	Hp-core/Hcase	γ粒度 No.	表面残留応力 MPa	静的捩り強度 MPa	1×10⁵回捩り疲労強度 MPa
本願規定	－	－	－	0.4～0.75	－	≧ 0.56	≧ 0.9*	－	－	－
第2及び第7発明鋼材	1	828	180	0.58	428	0.68	8.7	-483	1675	731
	2	861	190	0.48	333	0.50	9.3	-510	1650	684
	3	867	203	0.56	476	0.83	9.1	-476	1854	751
	4	826	213	0.71	736	1.18	8.0	-423	1752	765
	5	891	243	0.65	894	1.00	8.2	-403	1941	786
比較鋼材	6	826	258	0.35	412	0.66	9.2	-582	1441	623
	7	891	208	0.42	359	0.52	8.3	-472	1832	593

*第7発明鋼材

In the example of this invention, all, 1650 or more MPas of static **** reinforcement, it twists and fatigue strength has the outstanding property of 680 or more MPas so that clearly from Table 4. Especially the example 3 of invention that is the example of the 7th invention and whose gamma grain size is high-carbon steel more than in No. 9 shows the outstanding strength property.
[0065] the case where the hardening layer depth is less than the range of the invention in this application on the other hand although the example 6 of a comparison had the component in the range of the invention in this application — it is — other steel materials of the same carbon content — comparing — static **** reinforcement — it twists and fatigue strength is relatively inferior. Moreover, although the example 7 of a comparison has a component in the range of the invention in this application, it twists, and as compared with other steel materials of the same carbon content, it twists and fatigue strength is the origin of fatigue breaking is the interior and relatively inferior [it is the case where the ratio of projection core part hardness and surface hardness is less than the range of the invention in this application, and].

(Example 3) The example of the 3rd invention of this application and the 7th invention is shown in Table 5 and 6.
[0066]
[Table 5]

（実施例－３） (wt%)

区分	鋼No	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	V_{L1000} (m/min)
第3	1	0.38	0.08	1.30	0.023	0.031	0.020	0.0021	0.0053	0.010	0.02	0.0013	18
及び	2	0.46	0.05	0.38	0.018	0.019	0.017	0.0009	0.0026	0.008	0.03	0.0013	19
第7	3	0.54	0.03	0.55	0.009	0.025	0.019	0.0018	0.0048	0.007	0.04	0.0008	18
発明鋼	4	0.48	0.03	0.53	0.021	0.030	0.023	0.0023	0.0058	0.012	0.02	0.0013	19
材	5	0.53	0.05	0.55	0.010	0.034	0.022	0.0027	0.0073	0.008	0.03	0.0009	18
比較	6	0.52	0.05	0.37	0.011	0.034	0.024	0.0031	0.0052	0.013	0.02	0.0010	14
鋼材	7	0.43	0.04	0.44	0.018	0.028	0.022	0.0027	0.0061	0.011	0.03	0.0018	15
	8	0.38	0.05	0.41	0.024	0.028	0.021	0.0025	0.0042	0.013	0.03	0.0018	18

the steel materials which have the presentation of Table 5 — the same procedure as example-1 — preparing — the same conditions — static **** reinforcement — it twisted and fatigue strength was evaluated. In addition, the machinability by the drill was evaluated as an index of cold-working nature. Although the evaluation result was shown in Table 5, as compared with the comparison steel materials of the carbon content with the same this invention steel materials, machinability is relatively excellent.
[0067] Next, the evaluation result of a strength property is shown in Table 6. It twists, the origin of fatigue breaking is an internal origin in the example 7 of a comparison, and each of others is surface origins.
[0068]
[Table 6]

（実施例－３）

区分	鋼材 No	表面硬さ Hcase (HV)	芯部硬さ Hcore (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ Hp-core (HV)	Hp-core / Hcase	断面内平均硬さ Hav (HV)	γ粒度 No.	表面残留応力 MPa	静的捩り強度 MPa	1×10^{5}回捩り疲労強度 MPa
本願規定	－	－	－	0.4～0.75	－	≧ 0.56	≧ 560	≧ 8	－	－	－
第3及び第7発明鋼材	1	820	205	0.64	570	0.81	608	8.0	-432	1720	752
	2	857	180	0.52	378	0.57	564	9.0	-451	1712	717
	3	891	204	0.51	417	0.60	634	9.3	-482	1818	727
	4	830	169	0.54	366	0.58	590	8.4	-459	1650	715
	5	687	207	0.57	482	0.70	648	8.3	-482	1868	754
比較鋼材	6	683	240	0.37	381	0.56	644	7.2	-411	1603	617
	7	843	183	0.42	318	0.48	577	7.1	-387	1612	581
	8	822	185	0.48	301	0.58	543	7.4	-390	1510	611

*第７発明鋼材

In the example of this invention, all, 1650 or more MPas of static **** reinforcement, it twists and fatigue strength has the outstanding property of 710 or more MPas so that clearly from Table 6. Especially the example 3 of invention that is the example of the 7th invention and whose gamma grain size is high-carbon steel more than in No. 9 shows the outstanding strength property.

[0069] the case where the hardening layer depth is less than the range of the invention in this application on the other hand although the example 6 of a comparison had the component in the range of the invention in this application — it is — other steel materials of the same carbon content — comparing — static **** reinforcement — it twists and fatigue strength is relatively inferior. Moreover, although a component also has the example 7 of a comparison in the range of the invention in this application, it twists, and as compared with other steel materials of the same carbon content, it twists and fatigue strength is the origin of fatigue breaking is the interior and relatively

inferior [it is the case where the ratio of projection core part hardness and surface hardness is less than the range of the invention in this application, and]. the case where the average hardness in a cross section is less than the range of the invention in this application although the component also had the example 8 of a comparison in the range of the invention in this application — it is — other steel materials of the same carbon content — comparing — static **** reinforcement — it twists and fatigue strength is relatively inferior.

(Example-4) The example of the 4th invention of this application and the 8th invention is shown in Table 7 and 8.

[0070]

[Table 7]

(実施例－4) (wt%)

区分	鋼No	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V	V_{L1000} (m/min)
第4及び第8発明鋼材	1	0.47	0.08	1.35	0.020	0.026	0.018	0.0025	0.0041	0.007	0.01	0.0009	0.86	-	-	-	-	13
	2	0.41	0.11	1.18	0.018	0.013	0.027	0.0031	0.0074	0.017	0.03	0.0011	-	0.12	-	-	-	15
	3	0.55	0.12	1.26	0.008	0.024	0.015	0.0032	0.0043	0.013	0.02	0.0008	-	-	-	0.025	-	12
	4	0.38	0.08	0.50	0.038	0.033	0.018	0.0024	0.0046	0.010	0.03	0.0014	-	-	-	-	0.13	17
	5	0.43	0.08	0.48	0.021	0.032	0.021	0.0028	0.0059	0.010	0.01	0.0015	-	0.11	-	-	0.08	18
	6	0.45	0.03	0.34	0.017	0.042	0.023	0.0027	0.0081	0.013	0.01	0.0011	0.32	0.07	-	-	0.07	18
	7	0.47	0.03	0.32	0.027	0.031	0.018	0.0026	0.0044	0.009	0.01	0.0016	0.05	0.07	0.29	0.021	0.07	16
	8	0.53	0.12	0.24	0.011	0.031	0.021	0.0022	0.0051	0.012	0.01	0.0008	0.14	0.10	-	-	-	14
	9	0.54	0.05	0.53	0.007	0.032	0.021	0.0021	0.0051	0.014	0.01	0.0009	0.57	-	-	-	0.08	13

the steel materials which have the presentation of Table 7 — the same procedure as example-1 — preparing — the same conditions — static **** reinforcement — it twisted and fatigue strength was evaluated. In addition, the machinability by the drill was evaluated as an index of cold-working nature. Although the evaluation result was

shown in Table 7, as compared with the comparison steel materials of the carbon content with the same this invention steel materials, machinability is relatively excellent.
[0071] Next, the evaluation result of a strength property is shown in Table 8.
[0072]
[Table 8]

(実施例－4)

区分	鋼材 No	表面硬さ Hcase (HV)	芯部硬さ Hcore (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ Hp-core (HV)	γ粒度 No.	表面残留応力 MPa	静的捩り強度 MPa	1×10⁵回捩り疲労強度 MPa
本願規定	－	－	－	0.3～0.5	≧400	≧9*	－	－	－
第4及び第8発明鋼材	1	881	247	0.48	475	8.3	-452	1708	701
	2	835	218	0.47	411	9.4	-534	1603	633
	3	898	253	0.48	468	9.1	-523	1786	684
	4	802	223	0.48	428	8.4	-423	1604	608
	5	823	231	0.43	405	8.9	-467	1609	606
	6	832	231	0.44	413	9.4	-547	1616	603
	7	881	213	0.47	413	8.8	-512	1628	615
	8	887	239	0.45	435	8.5	-506	1741	638
	9	891	241	0.43	422	9.4	-561	1725	619

*第8発明鋼材

It twists and each origin of fatigue breaking is an internal origin.
[0073] In the example of this invention, all, 1600 or more MPas of static **** reinforcement, it twists and fatigue strength has the outstanding property of 600 or more MPas so that clearly from Table 8. Especially the example 3 of invention that is the example of the 8th invention and whose gamma grain size is high-carbon steel more than in No. 9 shows the outstanding strength property.
(Example-5) The example of the 5th invention of this application and the 8th invention is shown in Table 9 and 10.
[0074]
[Table 9]

（実施例－5） (wt%)

区分	鋼No	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V	V_{L1000} (m/min)
第5及び第6発明鋼材	1	0.54	0.02	0.38	0.012	0.031	0.019	0.0024	0.0041	0.010	0.01	0.0009	-	0.11	-	-	-	18
	2	0.38	0.04	1.31	0.027	0.032	0.027	0.0022	0.0071	0.013	0.01	0.0012	0.31	-	-	-	-	16
	3	0.42	0.05	0.88	0.022	0.028	0.022	0.0023	0.0057	0.009	0.01	0.0018	-	-	-	-	0.14	15
	4	0.43	0.08	1.31	0.018	0.031	0.017	0.0025	0.0041	0.012	0.01	0.0013	-	-	-	0.021	-	15
	5	0.48	0.13	1.41	0.021	0.033	0.018	0.0027	0.0045	0.013	0.01	0.0012	0.72	0.05	0.27	-	0.07	18
	6	0.42	0.06	0.42	0.019	0.024	0.025	0.0026	0.0050	0.008	0.01	0.0014	0.44	0.10	-	-	-	17
	7	0.47	0.12	0.84	0.028	0.034	0.019	0.0023	0.0035	0.011	0.01	0.0048	-	0.12	-	-	0.08	15
	8	0.39	0.05	0.75	0.021	0.018	0.017	0.0018	0.0036	0.008	0.03	0.0013	0.32	-	-	-	0.12	15
	9	0.51	0.07	0.61	0.010	0.017	0.023	0.0025	0.0058	0.012	0.02	0.0048	-	0.18	-	0.024	-	18
	10	0.53	0.04	0.42	0.011	0.029	0.018	0.0028	0.0038	0.008	0.01	0.0008	0.31	-	-	0.019	-	18

the steel materials which have the presentation of Table 9 — the same procedure as example-1 — preparing — the same conditions — static **** reinforcement — it twisted and fatigue strength was evaluated. In addition, the machinability by the drill was evaluated as an index of cold-working nature. Although the evaluation result was shown in Table 9, as compared with the comparison steel materials of the carbon content with the same this invention steel materials, machinability is relatively excellent.
[0075] Next, the evaluation result of a strength property is shown in Table 10.
[0076]
[Table 10]

(実施例－5)

区分	鋼材 No	表面硬さ Hcase (HV)	芯部硬さ Hcore (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ Hp-core (HV)	Hp-core / Hcase	γ粒度 No.	表面残留応力 MPa	静的捩り強度 MPa	1×10⁵回捩り疲労強度 MPa
本願規定	－	－	－	0.4～0.75	－	≧0.56	≧9*	－	－	－
第5及び第8発明鋼材	1	681	215	0.48	398	0.58	9.4	-538	1719	684
	2	622	211	0.68	660	1.06	9.1	-432	1726	759
	3	639	216	0.54	469	0.73	8.7	-482	1691	725
	4	643	221	0.68	681	1.07	7.9	-417	1708	789
	5	657	281	0.70	937	1.43	8.1	-463	1854	782
	6	639	190	0.48	365	0.57	9.1	-497	1618	692
	7	661	227	0.54	493	0.75	8.6	-437	1761	735
	8	628	217	0.58	493	0.79	8.7	-465	1669	729
	9	678	212	0.60	425	0.63	9.8	-489	1766	719
	10	687	209	0.48	402	0.58	9.0	-561	1765	710

*第8発明鋼材

It twists and each origin of fatigue breaking is a surface origin.

[0077] In the example of this invention, all, 1600 or more MPas of static **** reinforcement, it twists and fatigue strength has the outstanding property of 680 or more MPas so that clearly from Table 10. Especially the example 9 of invention that is the example of the 8th invention and whose gamma grain size is high-carbon steel more than in No. 9 shows the outstanding strength property.

(Example-6) The example of the 6th invention of this application and the 8th invention is shown in Table 11 and 12.

[0078]

[Table 11]

（実施例－8） (wt%)

区分	鋼No	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V	V_{L1000} (m/min)
第6及び第8発明鋼材	1	0.52	0.03	0.54	0.007	0.028	0.022	0.0026	0.0048	0.012	0.01	0.0007	-	0.12	-	-	-	18
	2	0.56	0.07	1.31	0.008	0.032	0.017	0.0027	0.0044	0.008	0.02	0.0008	-	0.11	-	-	0.10	19
	3	0.47	0.03	1.23	0.023	0.045	0.027	0.0017	0.0474	0.006	0.02	0.0018	0.25	-	-	-	-	14
	4	0.52	0.05	0.38	0.012	0.030	0.021	0.0024	0.0062	0.013	0.01	0.0006	0.18	-	-	-	0.11	14
	5	0.37	0.04	1.48	0.022	0.032	0.025	0.0028	0.0053	0.008	0.01	0.0014	0.28	0.06	0.27	0.017	0.08	13
	6	0.41	0.12	0.73	0.072	0.033	0.017	0.0032	0.0043	0.012	0.01	0.0009	0.18	0.08	-	-	-	16
	7	0.48	0.08	0.85	0.024	0.024	0.016	0.0034	0.0045	0.016	0.01	0.0013	0.32	0.08	0.31	-	-	16
	8	0.45	0.04	0.80	0.021	0.018	0.021	0.0017	0.0053	0.012	0.03	0.0015	-	0.21	-	0.020	-	15
	9	0.52	0.12	0.41	0.012	0.019	0.018	0.0018	0.0034	0.008	0.01	0.0008	0.24	-	-	0.018	-	18
	10	0.55	0.03	0.64	0.009	0.025	0.019	0.0017	0.0038	0.007	0.02	0.0008	-	0.11	-	-	0.10	13

the steel materials which have the presentation of Table 11 — the same procedure as example-1 — preparing — the same conditions — static **** reinforcement — it twisted and fatigue strength was evaluated. In addition, the machinability by the drill was evaluated as an index of cold-working nature. Although the evaluation result was shown in Table 11, as compared with the comparison steel materials of the carbon content with the same this invention steel materials, machinability is relatively excellent.
[0079] Next, the evaluation result of a strength property is shown in Table 12.
[0080]
[Table 12]

(実施例－8)

区分	鋼材 No	表面硬さ Hcase (HV)	芯部硬さ Hcore (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ Hp-core (HV)	Hp-core/Hcase	断面内平均硬さ Hav (HV)	γ粒度 No.	表面残留応力 MPa	静的捩り強度 MPa	1×10^5回捩り疲労強度 MPa
本願規定	—	—	—	0.4～0.75	—	≧0.56	≧580	≧8	—	—	—
第6及び第8発明鋼材	1	683	211	0.51	430	0.63	627	9.2	-537	1790	726
	2	696	214	0.87	861	1.24	601	7.9	-435	1870	795
	3	661	228	0.65	652	0.99	642	8.2	-461	1841	771
	4	683	232	0.45	423	0.62	608	9.5	-621	1725	696
	5	617	247	0.71	852	1.30	600	8.4	-456	1720	763
	6	635	205	0.58	468	0.73	598	8.7	-467	1892	730
	7	657	234	0.58	533	0.81	624	9.5	-491	1781	748
	8	652	214	0.52	445	0.68	604	9.1	-534	1711	721
	9	689	217	0.48	402	0.59	608	9.3	-557	1725	696
	10*	698	248	0.53	528	0.76	849	9.0	-527	1864	746

*第8発明鋼材

It twists and each origin of fatigue breaking is a surface origin.
[0081] In this invention, all, 1690 or more MPas of static **** reinforcement, it twists and an intensity ratio has the outstanding property of 690 or more MPas so that clearly from Table 12.
[0082] Especially the example 10 of invention that is the example of the 8th invention and whose gamma grain size is high-carbon steel more than in No. 9 shows the outstanding strength property.
[0083]
[Effect of the Invention] It twists, and has fatigue strength, and excels in cold-working nature, i.e., manufacturability, at the time of the manufacture, and a very remarkable thing has the effectiveness on the industry by this invention which was excellent in the induction hardening steel materials of this invention as a shank article as stated above.

THIS PAGE BLANK (USPTO)

[Translation done.]

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]
[Drawing 1] (A) is drawing in which the shaft which has the SERESHIN section, and (B) showed the shaft with a flange, and (C) showed the shaft with an outer case.
[Drawing 2] It is drawing having shown typically the relation between the hardening layer depth which is twisted and is exerted on fatigue strength, and core part hardness.
[Drawing 3] They are 1x105 times of drawings of internal origin material in which twisting and showing the relation between fatigue strength and projection core part hardness Hp-core.
[Drawing 4] They are a destructive origin, Hp-core/Hcase, and drawing having shown the relation of the number N of repeats.
[Drawing 5] They are 1x105 times of drawings of surface origin material in which twisting and showing the relation between fatigue strength and the projection core part hardness Hav.
[Description of Notations]
10 Shaft,
11 12 Serration,
20 21 Shaft,
22 Flange
30, 31, 32 Shaft,
33 Outer Case Section

[Translation done.]

(19)日本国特許庁（ＪＰ）　(12) 公開特許公報（Ａ）　(11)特許出願公開番号

特開平10－195589

(43)公開日　平成10年(1998) 7月28日

(51)Int.Cl.⁶	識別記号	ＦＩ	
Ｃ２２Ｃ 38/00	３０１	Ｃ２２Ｃ 38/00	３０１Ａ
38/14		38/14	
38/58		38/58	

審査請求　未請求　請求項の数８　ＦＤ　（全 18 頁）

(21)出願番号　特願平8－356488

(22)出願日　平成８年(1996)12月26日

(71)出願人　000006655
新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町２丁目６番３号

(72)発明者　越智　達郎
室蘭市仲12番地　新日本製鐵株式会社室蘭製鐵所内

(72)発明者　蟹沢　秀雄
室蘭市仲12番地　新日本製鐵株式会社室蘭製鐵所内

(74)代理人　弁理士　田中　久喬

(54)【発明の名称】　高捩り疲労強度高周波焼入れ鋼材

(57)【要約】

【課題】　軸部品として優れた捩り疲労強度を有し、且つその製造時には冷間加工性のような製造性に優れている高周波焼入れ鋼材を提供する。

【解決手段】　重量比で、Ｃ：０．３５～０．６％、Ｓｉ：０．０１～０．１５％、Ｍｎ：０．２％～１．６％、Ｓ：０．００５～０．１５％、Ａｌ：０．０１～０．０６％、Ｔｉ：０．００５～０．０５％、Ｂ：０．０００５～０．００５％、Ｎ：０．００１５～０．００８％を含有し、さらに必要に応じて特定量のＣｒ、Ｍｏ、Ｎｉ、Ｎｂ、Ｖの１種または２種以上を含有した組成からなり、硬化層深さと部品半径の比が０．３～０．６で且つ投影芯部硬さがＨＶ４００以上であるか、或いは硬化層深さと部品半径の比が０．４～０．７５で且つ投影芯部硬さと硬化層硬さの比が０．５６以上であるか、さらに又は断面内平均硬さがＨＶ５６０以上であることを特徴とする高捩り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

【特許請求の範囲】

【請求項１】　重量比として、Ｃ：０．３５～０．６０％、Ｓｉ：０．０１～０．１５％、Ｍｎ：０．２～１．６０％、Ｓ：０．００５～０．１５％、Ａｌ：０．０１０～０．０６％、Ｔｉ：０．００５～０．０５０％Ｂ：０．０００５～０．００５％、Ｎ：０．００１５～０．００８％、を含有しＰ：０．０２０％以下、Ｃｕ：０．０５％以下、Ｏ：０．００２５％以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、有効硬化層深さｔと部品半径ｒの比ｔ／ｒが０．３～０．６であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さＨｐ－ｃｏｒｅがＨＶ４００以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さｔ、部品半径ｒ、芯部硬さＨｃｏｒｅとした時、

投影芯部硬さ　Ｈｐ－ｃｏｒｅ＝Ｈｃｏｒｅ／（１－ｔ／ｒ）

【請求項２】　重量比として、Ｃ：０．３５～０．６０％、Ｓｉ：０．０１～０．１５％、Ｍｎ：０．２～１．６０％、Ｓ：０．００５～０．１５％、Ａｌ：０．０１０～０．０６％、Ｔｉ：０．００５～０．０５０％Ｂ：０．０００５～０．００５％、Ｎ：０．００１５～０．００８％、を含有しＰ：０．０２０％以下、Ｃｕ：０．０５％以下、Ｏ：０．００２５％以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、有効硬化層深さｔと部品半径ｒの比ｔ／ｒが０．４～０．７５であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さＨｐ－ｃｏｒｅと硬化層硬さＨｃａｓｅの比Ｈｐ－ｃｏｒｅ／Ｈｃａｓｅが０．５６以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さｔ、部品半径ｒ、芯部硬さＨｃｏｒｅとした時、

投影芯部硬さ　Ｈｐ－ｃｏｒｅ＝Ｈｃｏｒｅ／（１－ｔ／ｒ）

【請求項３】　重量比として、Ｃ：０．３５～０．６０％、Ｓｉ：０．０１～０．１５％、Ｍｎ：０．２～１．６０％、Ｓ：０．００５～０．１５％、Ａｌ：０．０１０～０．０６％、Ｔｉ：０．００５～０．０５０％Ｂ：０．０００５～０．００５％、Ｎ：０．００１５～０．００８％、を含有しＰ：０．０２０％以下、Ｃｕ：０．０５％以下、Ｏ：０．００２５％以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、有効硬化層深さｔと部品半径ｒの比ｔ／ｒが０．４～０．７５であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さＨｐ－ｃｏｒｅと硬化層硬さＨｃａｓｅの比Ｈｐ－ｃｏｒｅ／Ｈｃａｓｅが０．５６以上であり、さらに下記で定義される断面内平均硬さＨａｖがＨＶ５６０以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さｔ、部品半径ｒ、芯部硬さＨｃｏｒｅとした時、

投影芯部硬さ　Ｈｐ－ｃｏｒｅ＝Ｈｃｏｒｅ／（１－ｔ／ｒ）

断面内平均硬さの定義：半径ａの断面を半径方向に同心円状にＮ個のリングに分割し、ｎ番目のリング状部分の硬さをH_n、半径をr_n、間隔をΔr_nとした時、

【数１】

$$\text{断面内平均硬さ } Hav = \left(\sum_{n=1}^{N} H_n \times r_n^2 \times \Delta r_n\right) \times 3 / a^3$$

【請求項４】　重量比として、Ｃ：０．３５～０．６０％、Ｓｉ：０．０１～０．１５％、Ｍｎ：０．２～１．６０％、Ｓ：０．００５～０．１５％、Ａｌ：０．０１０～０．０６％、Ｔｉ：０．００５～０．０５０％Ｂ：０．０００５～０．００５％、Ｎ：０．００１５～０．００８％、さらに、Ｃｒ：０．１超～１．２％、Ｍｏ：０．０２～０．８％、Ｎｉ：０．１～３．５％Ｎｂ：０．０１～０．３％Ｖ：０．０３～０．６％の１種または２種以上を含有し、Ｐ：０．０２０％以下、Ｃｕ：０．０５％以下、Ｏ：０．００２５％以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、有効硬化層深さｔと部品半径ｒの比ｔ／ｒが０．３～０．６であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さＨｐ－ｃｏｒｅがＨＶ４００以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さｔ、部品半径ｒ、芯部硬さＨｃｏｒｅとした時、

投影芯部硬さ　Ｈｐ－ｃｏｒｅ＝Ｈｃｏｒｅ／（１－ｔ／ｒ）

【請求項５】　重量比として、Ｃ：０．３５～０．６０％、Ｓｉ：０．０１～０．１５％、Ｍｎ：０．２～１．６０％、Ｓ：０．００５～０．１５％、Ａｌ：０．０１０～０．０６％、Ｔｉ：０．００５～０．０５０％Ｂ：０．０００５～０．００５％、Ｎ：０．００１５～０．００８％、を含有しさらに、Ｃｒ：０．１超～１．２％、Ｍｏ：０．０２～０．８％、Ｎｉ：０．１～３．５％Ｎｂ：０．０１～０．３％Ｖ：０．０３～０．６％の１種または２種以上を含有し、Ｐ：０．０２０％以下、Ｃｕ：０．０５％以下、Ｏ：０．００２５％以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、有効硬化層深さｔと部品半径の比ｔ／ｒが０．４～０．７５であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さＨｐ－ｃｏｒｅと硬化層硬さＨｃａｓｅの比Ｈｐ－ｃｏｒｅ／Ｈｃａｓｅが０．５６以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さｔ、部品半径ｒ、芯部硬さＨｃｏｒｅとした時、

投影芯部硬さ　Ｈｐ－ｃｏｒｅ＝Ｈｃｏｒｅ／（１－ｔ

r)

【請求項6】　重量比として、C:0.35〜0.60%、Si:0.01〜0.15%、Mn:0.2〜1.60%、S:0.005〜0.15%、Al:0.010〜0.06%、Ti:0.005〜0.050%B:0.0005〜0.005%、N:0.0015〜0.008%、を含有しさらに、Cr:0.1超〜1.2%、Mo:0.02〜0.8%、Ni:0.1〜3.5%Nb:0.01〜0.3%V:0.03〜0.6%の1種または2種以上を含有し、P:0.020%以下、Cu:0.05%以下、O:0.0025%以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、有効硬化層深さtと部品半径の比t/rが0.4〜0.75であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さHp−coreと硬化層硬さHcaseの比Hp−core/Hcaseが0.56以上であり、さらに下記で定義される断面内平均硬さHavがHV560以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

投影芯部硬さの定義:有効硬化層深さt、部品半径r、芯部硬さHcoreとした時、

投影芯部硬さ　Hp−core=Hcore/(1−t/r)

断面内平均硬さの定義:半径aの断面を半径方向に同心円状にN個のリングに分割し、n番目のリング状部分の硬さをH_n、半径をr_n、間隔を$\triangle r_n$とした時、

【数1】

$$\text{断面内平均硬さ}\ Hav=\left(\sum_{n=1}^{N} H_n\times r_n^2\times\triangle r_n\right)\times 3/a^3$$

【請求項7】　高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が9番以上である請求項1〜3のいずれかに記載の高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

【請求項8】　高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が9番以上である請求項4〜6のいずれか記載の高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材の発明にかかわり、さらに詳しくは、図1の(A)〜(C)に示したスプライン部を有するシャフト、フランジ付シャフト、外筒付シャフト等の自動車の動力伝達系を構成する軸部品として、優れた振り疲労強度を有し、且つその製造時には冷間加工性のような製造性に優れた高周波焼入れ鋼材の発明に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車の動力伝達系を構成する軸部品は、通常中炭素鋼を所定の部品に成形加工し、高周波焼入れ−焼戻しを施して製造されているが、近年の自動車エンジンの高出力化及び環境規制対応にともない、振り疲労強度向上の指向が強い。一方、自動車部品製造に際して、製造コスト削減を図るために、冷間加工性等の製造性向上の指向も強い。

【0003】これに対して、特公昭63−62571公報にはC:0.30〜0.38%、Mn:0.6〜1.5%、B:0.0005〜0.0030%、Ti:0.01〜0.04%、Al:0.01〜0.04%からなる鋼をドライブシャフトに成形し、高周波焼入れにより高周波焼入れ深さと鋼部材半径の比を0.4以上とするドライブシャフトの製造方法が示されている。該発明材では静的な振り強度については言及されているものの、振り疲労強度については、全く言及されていない。

【0004】静的な荷重に対する材料抵抗力である静的振り強度と、繰り返し荷重に対する材料抵抗力である振り疲労強度は支配因子が異なり、別の特性である。また、この発明では、冷間加工性に関しては全く配慮されていない。そのため、その材料は冷間加工性と振り疲労特性を必要とする部品には必ずしも適用されていないのが現状である。

【0005】また、特公平1−38847号公報にはC:0.35超〜0.65%、Si:0.15%以下、Mn:0.60%以下、B:0.0005〜0.0050%、Ti:0.05%以下、Al:0.015〜0.050%よりなる鋼を素材として、冷間鍛造を行ったのち高周波焼入れして機械構造用部品を製造することを特徴とする機械構造用部品の製造方法が示されている。同公報の第3〜4頁の第1表から、Ti、Nの添加量は最大でTi:0.04%、N:0.014%である。この鋼の冷間加工性は必ずしも十分ではない。また、該発明では、同公報第4頁右欄第16行および第3表から明らかなように、直径25mmの材料で硬化層深さの最大値は3mmであり、つまり硬化層深さtと半径の比t/rは最大でも0.24であり、極めて浅い。また、同公報では、振り強度、振り疲労強度に関する記述がなく、強度の達成レベルは不明である。つまり、該発明では、振り疲労強度の優れた高周波焼入れ鋼材に関する技術について、全く何も開示されていない。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明の課題は、軸部品として優れた振り疲労強度を有し、且つその製造時には冷間加工性のような製造性に優れた高周波焼入れ鋼材を提供しようとするものである。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、その製造時には冷間加工性に優れ、且つ部品として優れた振り疲労強度を有する高周波焼入れ鋼材を実現するために、鋭意検討を行ない次の知見を得た。

【0008】（1）冷間加工性を確保するには、次の方法が有効である。
1）固溶体硬化元素であるＳｉ、Ｐを低減する。
2）焼入れ性は主としてＢ添加により確保する。
【0009】（2）さらに、冷間加工性を確保するには、Ｎ量の適正化が必須である。上記のＢの焼入れ性向上効果を引き出すためには、固溶Ｎを低減する必要がある。特公平1－38847号公報の第3～4頁の第1表に開示されているような、Ｎの添加量が最大で0．014％であるような多量添加は、上記に加えて次のような弊害を引き起こす。
1）冷間加工の前の棒鋼圧延の冷却過程、あるいは軟化焼鈍の冷却過程においてＴｉＮが析出し、Ｎの多量添加鋼では、これによる析出硬化により、却って硬さの増加を引き起こす。
2）ＴｉＮの多量析出は、被削性を著しく劣化させるとともに、転造等の冷間加工時の割れの原因になるため、高Ｎ鋼では、冷間加工性が著しく悪化する。
【0010】特公平1－38847号公報の技術の冷間加工性が必ずしも十分ではないのは、このような冷間加工性に対するＮの多量添加の弊害によると考えられる。冷間加工性に対するＴｉＮの弊害を抑制して、なお且つＢの焼入れ性向上効果を引き出すためには、Ｎ：0．0015～0．008％の範囲で制御することが必要である。
【0011】（3）次に、高周波焼入れ鋼材の捩り疲労破壊は、次の過程で起きる。
Ａ．表面または硬化層と芯部の境界でき裂が発生する。
Ｂ．軸方向に平行な面又は垂直な面でき裂が初期伝播する。これを以下モードＩＩＩ破壊と呼ぶ。
Ｃ．モードＩＩＩ破壊の後、軸方向に45度の面で粒界割れを伴って脆性破壊を起こし、最終破壊を起こす。これを以下モードＩ破壊と呼ぶ。
【0012】（4）上記捩り疲労破壊過程「Ｂ．」の欄で述べたモードＩＩＩ破壊はディンプルパターンをともなう延性破壊であり、ＴｉＮのような析出物が多数存在すると、これが延性破壊の核となりモードＩＩＩ破壊が起きやすくなる。
【0013】特公平1－38847公報に記載のようなＴｉ、Ｎの添加量が最大でＴｉ：0．04％、Ｎ：0．014％を含有するボロン鋼では、ＴｉＮを核とする延性破壊を起こしやすい。特公平1－38847公報の技術が普及していない原因の一つは、これが原因と考えられる。そのため、モードＩＩＩ破壊強度向上の視点からも、Ｎ量を0．0015～0．008％未満の範囲に規制することが必要である。
【0014】（5）上記捩り疲労破壊過程「Ｃ．」の欄で述べた、軸方向に45度の面で粒界割れを伴う脆性破壊モードＩを抑制するためには、次の方法による粒界強化が有効である。
1）Ｂの添加。Ｂは粒界偏析Ｐを粒界から追い出す効果による。
2）粒界偏析元素であるＰ、Ｃｕ、Ｏ量の低減。
3）Ｔｉ、Ｎ量の適正化によるＴｉＮの粒界析出量の低減。
【0015】（6）上記の粒界割れを伴う脆性破壊モードＩを抑制するためには、上記に加えてさらに次の手法を付加することによりさらに大きくなる。
1）Ｃｒ、Ｍｏ、Ｎｉ、Ｎｂ、Ｖの添加による粒界強化。
2）旧オーステナイト粒径の細粒化。
【0016】（7）冷間加工性を重視して素材硬さを小さくすると、通常は素材硬さが芯部硬さになるため、芯部硬さが低くなる。芯部硬さが低い場合、および硬化層深さが浅い場合には、内部起点になる。内部起点の場合、硬化層深さが深い程、また芯部硬さが高いほど捩り疲労強度は向上する。
【0017】図2は捩り疲労強度に及ぼす硬化層深さと芯部硬さの関係を示した模式図である。図2において、芯部硬さを（ａ）から（ｂ）へ増加すると、起点はＡからＢへ移り強度は向上するが、この高強度化の効果は、硬化層深さを（ａ）から（ｃ）へ深くして起点がＡからＣへ移った場合と等価である。そこで、芯部硬さＨｃｏｒｅと硬化層深さｔ／ｒ（有効硬化層深さｔ、部品半径ｒ）の両者の効果を同時に記述できる新しい指標として、投影芯部硬さを次式で定義した。図3は、内部起点材の1×10^5回の捩り疲労強度を投影芯部硬さＨｐ－ｃｏｒｅで整理したものであるが、両者には良い相関がある。1×10^5回の捩り疲労強度を600ＭＰａ以上とするには、投影芯部硬さＨｐ－ｃｏｒｅが400以上で達成できる。
【0018】投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さｔ、部品半径ｒ、芯部硬さＨｃｏｒｅとした時、
投影芯部硬さ　Ｈｐ－ｃｏｒｅ＝Ｈｃｏｒｅ／（1－ｔ／ｒ）
（8）さらに優れた捩り疲労強度を実現するためには、破壊起点を内部から表面へ移すことがポイントである。図2からは、Ｈｐ・ｃｏｒｅ／Ｈｃａｓｅが1以上で表面起点となると考えられるが、実際には異なる。図4は破壊起点とＨｐ－ｃｏｒｅ／Ｈｃａｓｅ、繰り返し数Ｎの関係を示したものである。Ｈｐ－ｃｏｒｅ／Ｈｃａｓｅが概ね0．56以上で表面起点になる。
【0019】（9）表面起点の場合には、疲労過程で表面では加工軟化し、一方もともと軟質な芯部は加工硬化している。つまり、疲労過程でミクロな塑性変形が表面から内部へ進行しており、表面起点材の捩り疲労強度は断面内の硬さ分布の全体が影響する。断面内の硬さの平均として、断面内平均硬さＨａｖを下式で定義した。
【0020】図5は、表面起点材の1×10^5回の捩り疲労強度を投影芯部硬さＨａｖで整理したものである

が、両者には良い相関がある。１×１０⁵回の振り疲労強度を６５０ＭＰａ以上とするには、断面内平均硬さＨａｖが５６０以上で達成できる。

【００２１】断面内平均硬さの定義：半径ａの断面を半径方向に同心円状にＮ個のリングに分割し、ｎ番目のリング状部分の硬さをH_n、半径をr_n、間隔をΔr_nとした時、

【００２２】

【数１】

$$\text{断面内平均硬さ}\ Hav = \left(\sum_{n=1}^{N} H_n \times r_n^2 \times \Delta r_n\right) \times 3/a^3$$

本発明は以上の新規なる知見にもとずいてなされたものであり、本発明の要旨は以下の通りである。

【００２３】（１）本発明の請求項１および請求項４の発明は重量比として、Ｃ：０．３５～０．６０％、Ｓｉ：０．０１～０．１５％、Ｍｎ：０．２～１．６０％、Ｓ：０．００５～０．１５％、Ａｌ：０．０１０～０．０６％、Ｔｉ：０．００５～０．０５０％Ｂ：０．０００５～０．００５％、Ｎ：０．００１５～０．００８％、を含有しさらに必要に応じて、Ｃｒ：０．１超～１．２％、Ｍｏ：０．０２～０．８％、Ｎｉ：０．１～３．５％Ｎｂ：０．０１～０．３％Ｖ：０．０３～０．６％の１種または２種以上を含有し、そして、Ｐ：０．０２０％以下、Ｃｕ：０．０５％以下、Ｏ：０．００２５％以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、有効硬化層深さｔと部品半径ｒの比ｔ／ｒが０．３～０．６であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さＨｐ－ｃｏｒｅがＨＶ４００以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

【００２４】投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さｔ、部品半径ｒ、芯部硬さＨｃｏｒｅとした時、

投影芯部硬さ　Ｈｐ－ｃｏｒｅ＝Ｈｃｏｒｅ／（１－ｔ／ｒ）

（２）本発明の請求項２および請求項５の発明は重量比として、Ｃ：０．３５～０．６０％、Ｓｉ：０．０１～０．１５％、Ｍｎ：０．２～１．６０％、Ｓ：０．００５～０．１５％、Ａｌ：０．０１０～０．０６％、Ｔｉ：０．００５～０．０５０％Ｂ：０．０００５～０．００５％、Ｎ：０．００１５～０．００８％、を含有し、さらに必要に応じて、Ｃｒ：０．１超～１．２％、Ｍｏ：０．０２～０．８％、Ｎｉ：０．１～３．５％Ｎｂ：０．０１～０．３％Ｖ：０．０３～０．６％の１種または２種以上を含有し、Ｐ：０．０２０％以下、Ｃｕ：０．０５％以下、Ｏ：０．００２５％以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、有効硬化層深さｔと部品半径の比ｔ／ｒが０．４～０．７５であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さＨｐ－ｃｏｒｅと硬化層硬さＨｃａｓｅの比Ｈｐ－ｃｏｒｅ／Ｈｃａｓｅが０．５６以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

【００２５】投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さｔ、部品半径ｒ、芯部硬さＨｃｏｒｅとした時、

投影芯部硬さ　Ｈｐ－ｃｏｒｅ＝Ｈｃｏｒｅ／（１－ｔ／ｒ）

（３）本発明の請求項３および請求項６の発明は、重量比として、Ｃ：０．３５～０．６０％、Ｓｉ：０．０１～０．１５％、Ｍｎ：０．２～１．６０％、Ｓ：０．００５～０．１５％、Ａｌ：０．０１０～０．０６％、Ｔｉ：０．００５～０．０５０％Ｂ：０．０００５～０．００５％、Ｎ：０．００１５～０．００８％、を含有し、さらに必要に応じて、Ｃｒ：０．１超～１．２％、Ｍｏ：０．０２～０．８％、Ｎｉ：０．１～３．５％Ｎｂ：０．０１～０．３％Ｖ：０．０３～０．６％の１種または２種以上を含有し、Ｐ：０．０２０％以下、Ｃｕ：０．０５％以下、Ｏ：０．００２５％以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、有効硬化層深さｔと部品半径の比ｔ／ｒが０．４～０．７５であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さＨｐ－ｃｏｒｅと硬化層硬さＨｃａｓｅの比Ｈｐ－ｃｏｒｅ／Ｈｃａｓｅが０．５６以上であり、さらに下記で定義される断面内平均硬さＨａｖがＨＶ５６０以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

【００２６】投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さｔ、部品半径ｒ、芯部硬さＨｃｏｒｅとした時、

投影芯部硬さ　Ｈｐ－ｃｏｒｅ＝Ｈｃｏｒｅ／（１－ｔ／ｒ）

断面内平均硬さの定義：半径ａの断面を半径方向に同心円状にＮ個のリングに分割し、ｎ番目のリング状部分の硬さをH_n、半径をr_n、間隔をΔr_nとした時、

【００２７】

【数１】

$$\text{断面内平均硬さ}\ Hav = \left(\sum_{n=1}^{N} H_n \times r_n^2 \times \Delta r_n\right) \times 3/a^3$$

（４）本発明の請求項７、請求項８の発明は、高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が９番以上である請求項１～３のいずれかに記載の高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材および請求項４～６のいずれかに記載の高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材である。

【００２８】

【発明の実施の形態】以下に、本発明の実施の形態を説明する。

【0029】まず、本発明の成分含有範囲を上記の如く限定した理由について説明する。

【0030】C：0．35～0．60％、

Cは高周波焼入れ硬化層の硬さを増加させるのに有効な元素であるが、0．35％未満では硬さが不十分であり、また0．60％を超えると高周波焼入れ前の硬さが硬くなりすぎて冷間加工性が劣化するとともに、オーステナイト粒界への炭化物析出が顕著になって粒界強度を劣化させるため、含有量を0．35～0．60％に定めた。

【0031】Si：0．01～0．15％、

Siは脱酸元素として、および粒界強化を狙いとして添加する。しかしながら、0．01％未満ではその効果は不十分である。一方、Siは固溶体硬化により素材硬さを高くするため、0．15％を超える添加は、高周波焼入れ前の段階で切削性等の冷間加工性を劣化させる。以上の理由でその含有量を0．01～0．15％とした。

【0032】Mn：0．20～1．60％、

Mnは（1）焼入れ性の向上、および鋼中でMnSを形成することによる（2）高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化と（3）被削性の向上を目的として添加する。しかしながら、0．20％未満ではこの効果は不十分である。一方、Mnを過剰添加すると、高周波焼入れ前の素材のパーライト分率を増加させて素材強度を増加させ、冷間加工性を劣化させる。特にこの傾向は1．60％超の添加で顕著になる。以上の理由から、Mnの含有量を0．20～1．60％とした。なお、冷間加工性をより重視した鋼材では、望ましくはMn：0．20～1．00％の範囲に制限することが望ましい。

【0033】S：0．005～0．15％、

Sは鋼中でMnSを形成、これによる高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化および被削性の向上を目的として添加するが、0．005％未満ではその効果は不十分である。一方、0．15％を超えるとその効果は飽和し、むしろ粒界偏析を起こし粒界脆化を招く。以上の理由から、Sの含有量を0．005～0．15％とした。

【0034】Al：0．010～0．06％、

Alは脱酸元素および結晶粒微細化元素として添加するが、0．010％未満ではその効果は不十分であり、一方、0．06％を超えるとその効果は飽和し、むしろ最終部品でのモードIII破壊強度を劣化させるので、その含有量を0．010～0．06％とした。

【0035】Ti：0．005～0．050％、

Tiは鋼中でNと結合してTiNとなるが、これによる固溶Nの完全固定によるBN析出防止、つまり固溶Bの確保を目的として添加する。さらに、Ti添加は表面硬化層の細粒化にも寄与する。しかしながら、0．005％未満ではその効果は不十分であり、一方、0．05％を超えると多量のTiN、TiCによる冷間加工時の割れおよび最終部品でのモードIII破壊強度の劣化を引き起こすので、その含有量を0．005～0．050％とした。なお、冷間加工性及び高振り疲労強度特性をより一層改善するためには、望ましくは、Ti：0．005～0．030％の範囲に限定することが望ましい。

【0036】B：0．0005～0．005％、

Bは固溶状態でオーステナイト粒界に粒界偏析し、焼入れ性を増加させることを狙いとして添加する。同時に、P、Cu等の粒界不純物を粒界から追い出すことにより粒界強度を増加させる作用も存在する。粒界強化により捩り強度、捩り疲労強度が増加する。しかしながら、0．0005％未満ではその効果は不十分であり、一方、0．005％を超える過剰添加は、むしろ粒界脆化を招くので、その含有量を0．0005～0．005％とした。

【0037】N：0．0015～0．008％

NはAlN等の炭窒化物析出による高周波加熱時のオーステナイト粒の微細化を目的として添加するが、0．0015％未満ではその効果は不十分である、一方、0．008％を超えると、BNを析出して固溶Bの低減を引き起こすとともに、多量のTiN析出による冷間加工割れおよび最終部品でのモードIII破壊強度の劣化を引き起こすので、その含有量を0．0015～0．008％とした。なお、冷間加工性及び高振り疲労強度特性をより一層改善するためには、望ましくは、N：0．0015～0．005％の範囲に限定することが望ましい。

【0038】P：0．020％以下（0％を含む）、

Pは固溶体硬化により素材硬さを高くし、高周波焼入れ前の段階で冷間鍛造性を劣化させる。さらにオーステナイト粒界に粒界偏析を起こし、粒界強度を低下させて捩り応力下での脆性破壊を起こし安くし、そのため強度を低下させる。特にPが0．020％を超えると強度低下が顕著となるため、0．020％を上限とした。なお、より粒界強化を図る場合には、0．015％以下が望ましい。

【0039】Cu：0．05％以下（0％を含む）、

CuもPと同様オーステナイト粒界に粒界偏析を起こし、強度低下の原因となる。特にCuが0．05％を超えると強度低下が顕著となるため、0．05％を上限とした。

【0040】O：0．0025％以下（0％を含む）、

Oは粒界偏析を起こし粒界脆化を起こすとともに、鋼中で硬い酸化物系介在物を形成し、捩り応力下での脆性破壊を起こし安くし、強度低下の原因となる。特にOが0．0025％を超えると強度低下が顕著となるため、0．0025％を上限とした。

【0041】次に、請求項4、5、6、8の発明鋼は、Cr、Mo、Ni、Nb、V添加により、①粒界強度の増加、および②焼入れ性の向上を図った鋼である。Cr：0．1超～1．2％、Mo：0．02～0．80％、N

i：0．1～3．50%、Nb：0．01～0．3%、V：0．03～0．6%、これらの元素はいずれも①オーステナイト粒界に析出している粒界炭化物を微細化させることによる粒界強度の増加および②焼入れ性の向上を狙いとして添加する。またNiには粒界近傍の靭性を改善し、脆性破壊を抑制する効果も有する。また、Nb、Vは鋼中で炭窒化物を形成し、高周波加熱時のオーステナイト粒を微細化させる効果も有する。これらの効果は、Cr：01%以下、Mo：0．02%未満、Ni：0．1%未満、Nb：0．01%未満、V：0．03%未満では不十分である。一方、Cr：1．2%超、Mo：0．80%超、Ni：3．50%超、Nb：0．3%超、V：0．6%超では、これらの効果は飽和し、むしろこれらの元素の過剰添加は冷間加工性の劣化を招く。以上の理由から、その含有量を上記の範囲にそれぞれ限定した。

【0042】次に、請求項1、4では、高周波焼入れ鋼材が上記の成分からなり、有効硬化層深さtと部品半径rの比t／rを0．3～0．6とし、かつ上記で定義される投影芯部硬さHp－coreがHV400以上とするが、こように限定した理由を以下に述べる。

【0043】本願発明で言う有効硬化層深さtは、JIS G 0559で規定する高周波焼入れ硬化層深さ測定方法に基づく有効硬化層深さである。請求項1、4は、内部起点の場合の振り強度の向上を図った発明である。有効硬化層深さt／rが、0．6を越えると起点が表面起点となり、涙り疲労強度支配要因が異なる。一方、t／rが0．3未満では、振り疲労強度向上効果が小さい。以上の理由で、有効硬化層深さt／rを0．3～0．6の範囲に限定した。次に、内部起点材の涙り疲労強度は、上記および図3に示したように投影芯部硬さHp－coreに比例して向上する。1×10^5回での時間強度を600以上とするためには、投影芯部硬さをHV400以上とすることが必要であり、それ未満では振り疲労強度が不足する。以上の理由から、投影芯部硬さHp－coreがHV400以上とした。なお、内部起点においてより高い強度レベルである1×10^5回での時間強度を650以上とするためには、投影芯部硬さをHV440以上とすることが望ましい。

【0044】次に、請求項2、5では、高周波焼入れ鋼材が上記の成分からなり、有効硬化層深さtと部品半径rの比t／rが0．4～0．75であり、かつ上記で定義される投影芯部硬さHp－coreと硬化層硬さHcaseの比Hp－core／Hcaseが0．56以上とするが、こように限定した理由を以下に述べる。

【0045】請求項2、5は、請求項1、4よりもさらに高い振り疲労強度レベルを狙いとした鋼材である。有効硬化層深さtと部品半径rの比t／rを0．4～0．75としたのは、高周波焼入れ材の涙り疲労強度は、高周波焼入れ深さを深くするほど向上するが、有効硬化層深さがt／rで0．4未満では、振り疲労強度向上効果が小さく、また0．75を越えると表層の圧縮残留応力が低下するため、軸部品製造工程で焼き割れ発生の危険性が増すためである。次に、図2から明らかなように、疲労破壊起点が内部よりも表面の方が振り疲労強度は向上する。表面起点になるか、内部起点になるかは、投影芯部硬さHp－coreと硬化層硬さHcaseの比Hp－core／Hcaseに依存する。図4に示したように、Hp－core／Hcaseが0．56以上で表面起点になる。本願発明で投影芯部硬さHp－coreと硬化層硬さHcaseの比Hp－core／Hcaseを0．56以上の範囲に限定したのは以上の理由による。

【0046】次に、請求項3、6では、高周波焼入れ鋼材が上記の成分からなり、有効硬化層深さtと部品半径rの比t／rが0．4～0．75であり、かつ上記で定義される投影芯部硬さHp－coreと硬化層硬さHcaseの比Hp－core／Hcaseが0．56以上であり、さらに上記で定義される断面内平均硬さHavがHV560以上とするが、こように限定した理由を以下に述べる。

【0047】請求項3、6は、表面起点の場合の涙り強度の向上を図った発明であり、請求項2、5よりもさらに高い振り疲労強度レベルを狙いとした鋼材である。有効硬化層深さtと部品半径rの比t／rを0．4～0．75の範囲に、またHp－core／Hcaseを0．56以上の範囲に限定したのは、上記の請求項2、5と同じ理由である。

【0048】次に、表面起点材の振り疲労強度は、上記および図5に示したように投影芯部硬さHp－coreに比例して向上する。1×10^5回での時間強度を650以上とするためには、断面内平均硬さHavをHV560以上とすることが必要であり、それ未満では振り疲労強度が不足する。

【0049】以上の理由から、断面内平均硬さHaVがHV560以上とした。なお、表面起点においてより高い強度レベルである1×10^5回での時間強度を700以上とするためには、断面内平均硬さHavをHV560以上とすることが望ましい。

【0050】次に、請求項7、8は高周波加熱時のオーステナイト粒を一層微細化し、粒界破壊防止による高強度化を図った高周波焼入れ鋼材である。本発明において高周波焼入れ鋼材の高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が9番以上としたのは、高周波焼入れ層の旧オーステナイト粒界の細粒化により粒界破壊による脆性破壊が抑制されるが、結晶粒度が9番未満ではこの効果は小さいためである。

【0051】次に、本発明鋼材の製造方法について述べる。

【0052】本発明の高周波焼入れ鋼材では、製造のた

めの高周波焼入れ条件および焼戻し条件は特に限定せず、本発明の要件を満足すればいずれの条件でも良い。例えば、本発明の要件を満足すれば焼戻し処理を行わなくても良い。また、本発明では、本発明の要件を満足すれば、高周波焼入れの前に焼準、焼鈍、球状化焼鈍、焼入れ－焼戻し等の熱処理を必要に応じて行うことができる。なお、高周波焼入れの前に焼準、焼鈍、球状化焼鈍を行わない場合には、鋼材素材の熱間圧延による製造を仕上げ温度：７００～９００℃、仕上げ圧延後７００～５００℃の温度範囲の平均冷却速度：０．１～１．７℃／秒の条件で行うのが望ましい。但し、本発明では特に限定するものではない。

【００５３】本発明鋼材では、被削性向上を目的としてＣａ、Ｐｂの１種または２種を必要に応じて含有させることが出来る。なお、Ｃａは被削性向上だけでなく、鋼中でＰと結合して燐化物を生成し、Ｐの粒界偏析量を低減し粒界強度を増加させる効果も有している。Ｃａ、Ｐｂの適正添加範囲は次の通りである。Ｃａ：０．０００５～０．０１０％、Ｐｂ：０．０５～０．５％

本発明においては、高周波焼入れ軸部品の表面に大きな圧縮残留応力を付与し、これにより脆性破壊を抑制して一層の高強度化を図ることもできる。高周波焼入れ鋼材の表面の残留応力を－８０ｋｇｆ／mm^{2}以下とすることにより、脆性破壊が抑制されて捩り疲労強度は顕著に向上する。高周波焼入れ鋼材への圧縮残留応力の付与は、高周波焼入れ－焼戻し後、アークハイト１．０mmA以上の強さでのハードショットピーニング処理が有効である。ここで、アークハイトとは例えば「自動車技術、Ｖｏｌ．４１、Ｎｏ．７、１９８７、７２６～７２７頁」に記載されているようにショットピーニングの強さの指標である。但し、本発明では、圧縮残留応力の付与の条件は特に限定せず、本発明の要件を満足すればいずれの条件でも良い。

【００５４】捩り疲労過程でのき裂の発生の原因の一つは、硬化層の硬さムラである。本願発明の対象部品は、熱間圧延ままで冷間加工－高周波焼入れされる場合以外に、熱間圧延後A_3変態点以下の温度での簡易焼鈍等の熱処理を経た後、冷間加工－高周波焼入れされる場合がある。但し、熱間圧延後、簡易焼鈍等の熱処理を経た組織は、圧延材の組織に大きく影響される。そのため、このような熱間圧延後熱処理を受ける場合でも、高周波焼入れ時の硬化層の硬さムラ抑制のためには圧延材組織の適正化が重要である。圧延材の組織のフェライト分率が３５％を超え、フェライト結晶粒径が３０μｍを超えると硬化層で顕著な硬さのムラを生じ、捩り疲労破壊を起こしやすくなる。そのため、圧延材の組織のフェライトの組織分率が３５％以下で、フェライト結晶粒径が３０μｍ以下とするのが望ましい。但し、本発明では、本組織因子を特に限定するものではない。

【００５５】

【実施例】以下に、本発明の効果を実施例により、さらに具体的に示す。

（実施例－１）本願の第１発明および第７発明の実施例を表１および表２に示す。

【００５６】

【表１】

区分	鋼No.	化学成分 (mass %) C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	V_{L1000} (m/min)
第1及び第7発明鋼材	1	0.38	0.04	1.42	0.020	0.037	0.021	0.0023	0.0046	0.012	0.02	0.0014	16
	2	0.45	0.06	1.43	0.018	0.031	0.018	0.0023	0.0038	0.012	0.01	0.0012	14
	3	0.53	0.12	1.21	0.008	0.026	0.020	0.0028	0.0042	0.007	0.01	0.0008	14
	4	0.42	0.05	0.85	0.042	0.024	0.022	0.0029	0.0068	0.007	0.02	0.0008	17
	5	0.55	0.07	0.39	0.007	0.034	0.023	0.0024	0.0075	0.012	0.01	0.0009	18
比較鋼材	6	0.30	0.05	0.75	0.022	0.026	0.022	0.0029	0.0043	0.012	0.01	0.0012	20
	7	0.65	0.10	0.35	0.008	0.031	0.021	0.0022	0.0041	0.009	0.02	0.0011	12
	8	0.41	0.28	0.78	0.021	0.033	0.019	0.0023	0.0041	0.013	0.02	0.0019	13
	9	0.52	0.04	0.15	0.011	0.036	0.023	0.0021	0.0071	0.009	0.01	0.0011	18
	10	0.42	0.06	1.82	0.018	0.018	0.009	0.0009	0.0037	0.008	0.01	0.0017	11
	11	0.52	0.08	1.27	0.003	0.026	0.024	0.0032	0.0075	0.012	0.01	0.0009	8
	12	0.43	0.06	1.38	0.178	0.025	0.023	0.0026	0.0041	0.013	0.03	0.0011	15
	13	0.37	0.03	0.55	0.018	0.069	0.024	0.0023	0.0043	0.012	0.02	0.0016	13
	14	0.55	0.11	0.93	0.012	0.033	0.003	0.0017	0.0051	0.017	0.01	0.0015	14
	15	0.40	0.06	0.82	0.023	0.035	0.067	0.0021	0.0072	0.008	0.01	0.0014	9
	16	0.54	0.08	0.78	0.009	0.029	0.022	0.0002	0.0068	0.012	0.02	0.0009	15
	17	0.54	0.12	0.51	0.012	0.031	0.017	0.0067	0.0051	0.009	0.02	0.0009	16
	18	0.44	0.07	0.33	0.017	0.028	0.007	0.0013	0.0037	0.012	0.01	0.0012	14
	19	0.43	0.04	0.84	0.031	0.026	0.018	0.0027	0.0048	0.007	0.02	0.0008	17

表１の組成を有する鋼材を４０mmφの棒鋼に圧延した。この棒鋼から被削性評価用ドリル穴開け試験片、捩

り試験片および焼き割れ感受性評価試験片を採取した。

【0057】ここで、本発明の特徴の一つとして、高周波焼入れ前の段階での冷間加工性が優れている点が挙げられる。冷間加工性とは、被削性（切削性）、転造性、冷間鍛造性等であるが、一般的にはこれらの間には相関があり、被削性が優れていれば、転造性、冷間鍛造性も優れている。そこで、本願では、ドリルによる被削性の評価により、冷間加工性の評価を代表させた。ドリルによる被削性の評価は、送り速度０．３３mm／sで、ドリル（材質：ＳＫＨ５１－φ１０mm）の周速を種々変化させ、各速度においてドリルが切削不能になる総穴深さを求め、周速－ドリル寿命曲線を作成し、ドリル寿命が１０００mmとなる最大速度をV_{L1000}と規定し、被削性の評価基準とした。表１にV_{L1000}の評価結果を併せて示す。本発明鋼材は、同じ炭素量の比較鋼材に比較して被削性は相対的に優れている。

【0058】一方、比較鋼材１１は、Ｓの含有量が本願発明の範囲を下回った場合であり、比較鋼材７、８、１０、１３、１５は、それぞれＣ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ａｌ、Ｔｉの含有量が本願発明の範囲を上回っ場合であり、これらの鋼材はいずれも、同じ炭素量の他の鋼材に比較して被削性は相対的に劣ている。

【0059】次に、表１の鋼材から、平行部が２０mmφの捩り試験片を作成した。周波数１０ＫＨｚ固定焼入れの条件で高周波焼入れを行い、その後１７０℃／１時間の条件で焼戻しを行た。これらの試料について捩り試験、捩り疲労試験を行た。捩り疲労は1×10^6回時間強度で評価した。また、平行部中央部にて硬さ分布の測定を行た。表２に各鋼材の捩り強度、捩り疲労強度評価結果を、硬さ他の評価結果とあわせて示す。捩り疲労破壊の起点はいずれも内部起点である。なお、有効硬化層深さは、ＪＩＳ　Ｇ　０５５９で規定する高周波焼入れ硬化層深さ測定方法に基づく有効硬化層深さである。

【0060】

【表２】

（実施例－1）

区分	鋼材No	表面硬さ Scase (HV)	芯部硬さ Score (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ Hp-core (HV)	γ粒度 No.	表面残留応力 MPa	静的捩り強度 MPa	1×10⁵回捩り疲労強度 MPa
本願規定範囲	－	－	－	0.3～0.6	≧400	≧9*	－	－	－
第1及び第7発明例	1	621	208	0.57	484	8.2	-420	1661	740
	2	652	227	0.54	494	9.2	-451	1735	729
	3	687	239	0.47	451	8.8	-464	1767	646
	4	639	218	0.48	419	8.9	-473	1845	606
	5	686	249	0.38	402	8.8	-577	1686	603
比較例	6	587	153	0.42	502	8.9	-457	1371	494
	7	739	225	0.38	604	9.4	-489	1713	479
	8	635	192	0.43	553	9.0	-466	1540	546
	9	662	179	0.32	524	8.5	-521	1444	413
	10	639	240	0.50	695	7.9	-422	1715	607
	11	683	238	0.47	616	8.0	-503	1754	649
	12	643	220	0.48	587	8.6	-481	1658	659
	13	617	180	0.51	327	8.5	-488	1676	625
	14	686	229	0.52	477	8.3	-423	1820	772
	15	630	188	0.50	427	8.4	-481	1705	740
	16	681	218	0.52	454	8.8	-484	1860	749
	17	691	205	0.49	403	9.2	-512	1789	716
	18	650	295	0.28	410	9.7	-562	1423	619
	19	634	225	0.41	382	8.4	-488	1441	501

*第7発明鋼材

表2から明らかなように、本発明例ではいずれも静的捩り強度1580MPa以上、捩り疲労強度は600MPa以上の優れた特性を有する。第7発明例である、γ粒度が9番以上である発明例2は、特に、優れた強度特性を示す。

【0061】一方、比較例6、9、14、16は、それぞれC、Mn、Ti、Bの含有量が本願発明の範囲を下回った場合であり、いずれも、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的捩り強度、捩り疲労強度は相対的に劣っている。比較例12、17は、それぞれS、Bの含有量が本願発明の範囲を上回った場合であり、いずれも、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的捩り強度、捩り疲労強度は相対的に劣っている。比較例18は成分は本願発明の範囲にあるが、硬化層深さが本願発明の範囲を下回た場合であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的捩り強度、捩り疲労強度は相対的に劣ている。また、比較例19は成分は本願発明の範囲にあるが、投影芯部硬さが本願発明の範囲を下回った場合であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的捩り強度、捩り疲労強度は相対的に劣っている。

（実施例－2）本願の第2発明および第7発明の実施例を表3および表4に示す。

【0062】

【表3】

（実施例－2）　(wt%)

区分	鋼No	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	V_{L1000} (m/min)
第2及び第7発明鋼材	1	0.38	0.12	0.76	0.018	0.038	0.018	0.0023	0.0047	0.013	0.02	0.0013	18
	2	0.47	0.05	0.41	0.017	0.016	0.022	0.0009	0.0024	0.009	0.01	0.0017	18
	3	0.53	0.08	0.68	0.008	0.036	0.024	0.0031	0.0070	0.012	0.03	0.0009	16
	4	0.39	0.03	1.48	0.027	0.031	0.017	0.0025	0.0036	0.016	0.02	0.0012	18
	5	0.54	0.04	1.30	0.010	0.013	0.018	0.0020	0.0042	0.012	0.01	0.0008	13
比較鋼材	6	0.41	0.04	0.35	0.026	0.032	0.018	0.0025	0.0037	0.016	0.02	0.0013	16
	7	0.53	0.03	0.41	0.010	0.020	0.017	0.0027	0.0042	0.012	0.01	0.0008	13

表3の組成を有する鋼材を実施例－1と同一手順で準備し、同一条件で静的捩り強度、捩り疲労強度を評価した。なお、冷間加工性の指標としてドリルによる被削性を評価した。評価結果を表3に示したが、本発明鋼材は、同じ炭素量の比較鋼材に比較して被削性は相対的に優れている。

【0063】次に、強度特性の評価結果を表4に示す。捩り疲労破壊の起点は、比較例7で内部起点であり、その他はいずれも表面起点である。

【0064】

【表4】

（実施例－2）

区分	鋼材No	表面硬さ Hcase (HV)	芯部硬さ Hcore (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ Hp-core (HV)	Hp-core/Hcase	γ粒度 No.	表面残留応力 MPa	静的捩り強度 MPa	1×10^5回捩り疲労強度 MPa
本願規定	－	－	－	0.4～0.75	－	≧0.56	≧0.9*	－	－	－
第2及び第7発明鋼材	1	628	180	0.58	428	0.68	8.7	-483	1675	731
	2	661	180	0.48	333	0.50	9.3	-516	1650	684
	3	687	208	0.58	478	0.69	9.1	-478	1854	751
	4	626	213	0.71	736	1.18	8.0	-423	1752	766
	5	681	243	0.65	694	1.00	8.2	-403	1941	786
比較鋼材	6	628	268	0.35	412	0.66	9.2	-582	1441	623
	7	681	206	0.42	353	0.52	8.3	-472	1832	593

*第7発明鋼材

表4から明らかなように、本発明例ではいずれも静的捩り強度1650MPa以上、捩り疲労強度は680MPa以上の優れた特性を有する。第7発明例である、γ粒度が9番以上で高炭素鋼である発明例3は、特に優れた強度特性を示す。

【0065】一方、比較例6は成分は本願発明の範囲にあるが、硬化層深さが本願発明の範囲を下回った場合であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的捩り強度、捩り疲労強度は相対的に劣っている。また比較例7は成分は本願発明の範囲にあるが、投影芯部硬さと表面硬さ

の比が本願発明の範囲を下回った場合であり、捩り疲労破壊の起点が内部であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して、捩り疲労強度が相対的に劣っている。
（実施例３）本願の第３発明および第７発明の実施例を表５および表６に示す。
【００６６】
【表５】

（実施例－３）　(wt%)

区分	鋼No	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	V_{L1000} (m/min)
第3及び第7発明鋼材	1	0.35	0.06	1.30	0.023	0.031	0.020	0.0021	0.0053	0.010	0.02	0.0013	16
	2	0.46	0.05	0.38	0.018	0.019	0.017	0.0005	0.0026	0.008	0.03	0.0013	18
	3	0.54	0.03	0.55	0.009	0.035	0.019	0.0018	0.0048	0.007	0.04	0.0008	16
	4	0.40	0.03	0.53	0.021	0.030	0.023	0.0023	0.0068	0.012	0.02	0.0013	19
	5	0.53	0.05	0.65	0.010	0.034	0.022	0.0027	0.0073	0.008	0.03	0.0009	18
比較鋼材	6	0.52	0.06	0.37	0.011	0.034	0.024	0.0031	0.0052	0.013	0.02	0.0010	14
	7	0.43	0.04	0.44	0.019	0.029	0.022	0.0027	0.0081	0.011	0.03	0.0018	15
	8	0.38	0.05	0.41	0.024	0.028	0.021	0.0025	0.0042	0.013	0.08	0.0018	18

表５の組成を有する鋼材を実施例－１と同一手順で準備し、同一条件で静的捩り強度、捩り疲労強度を評価した。なお、冷間加工性の指標としてドリルによる被削性を評価した。評価結果を表５に示したが、本発明鋼材は、同じ炭素量の比較鋼材に比較して被削性は相対的に優れている。
【００６７】次に、強度特性の評価結果を表６に示す。捩り疲労破壊の起点は、比較例７で内部起点であり、その他はいずれも表面起点である。
【００６８】
【表６】

（実施例－3）

区分	鋼材 No	表面硬さ Hcase (HV)	芯部硬さ Hcore (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ Hp-core (HV)	Hp-core / Hcase	断面内平均硬さ Hav (HV)	γ粒度 No.	表面残留応力 MPa	静的振り強度 MPa	1×10⁶回振り疲労強度 MPa
本願規定	—	—	—	0.4～0.75	—	≧ 0.56	≧ 560	≧9*	—	—	—
第3及び第7発明鋼材	1	628	205	0.64	570	0.91	666	8.0	-432	1720	752
	2	657	189	0.52	376	0.57	604	9.0	-461	1712	717
	3	691	204	0.51	417	0.60	634	9.3	-463	1812	727
	4	630	189	0.54	360	0.58	588	8.4	-453	1650	715
	5	687	207	0.57	482	0.70	648	8.3	-482	1863	754
比較鋼材	6	683	240	0.37	381	0.56	644	7.2	-411	1683	637
	7	643	183	0.42	318	0.49	577	7.1	-387	1612	661
	8	622	195	0.46	361	0.58	543	7.4	-388	1610	611

*第7発明鋼材

表6から明らかなように、本発明例ではいずれも静的振り強度1650MPa以上、振り疲労強度は710MPa以上の優れた特性を有する。第7発明例である、γ粒度が9番以上で高炭素鋼である発明例3他は、特に優れた強度特性を示す。

【0069】一方、比較例6は成分は本願発明の範囲にあるが、硬化層深さが本願発明の範囲を下回った場合であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的振り強度、振り疲労強度は相対的に劣っている。また、比較例7も成分は本願発明の範囲にあるが、投影芯部硬さと表面硬さの比が本願発明の範囲を下回った場合であり、振り疲労破壊の起点が内部であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して、振り疲労強度が相対的に劣っている。比較例8も成分は本願発明の範囲にあるが、断面内平均硬さが本願発明の範囲を下回った場合であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的振り強度、振り疲労強度は相対的に劣っている。

（実施例－4）本願の第4発明および第8発明の実施例を表7および表8に示す。

【0070】

【表7】

(実施例－4)

(wt%)

区分	鋼No	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V	V_{L1000} (m/min)
第4及び第8発明鋼材	1	0.47	0.06	1.35	0.020	0.026	0.018	0.0025	0.0041	0.007	0.01	0.0008	0.88	-	-	-	-	13
	2	0.41	0.11	1.10	0.015	0.013	0.027	0.0031	0.0074	0.017	0.03	0.0011	-	0.12	-	-	-	15
	3	0.58	0.12	1.28	0.008	0.024	0.018	0.0032	0.0043	0.013	0.02	0.0008	-	-	-	0.025	-	13
	4	0.30	0.08	0.50	0.038	0.033	0.018	0.0024	0.0046	0.010	0.03	0.0014	-	-	-	-	0.13	17
	5	0.43	0.08	0.48	0.021	0.032	0.021	0.0028	0.0053	0.010	0.01	0.0015	-	0.11	-	-	0.08	18
	6	0.45	0.03	0.34	0.017	0.042	0.023	0.0027	0.0081	0.013	0.01	0.0011	0.32	0.07	-	-	0.07	18
	7	0.47	0.03	0.82	0.027	0.031	0.018	0.0026	0.0044	0.008	0.01	0.0016	0.05	0.07	0.28	0.021	0.07	16
	8	0.53	0.12	0.94	0.011	0.031	0.021	0.0022	0.0051	0.012	0.01	0.0008	0.14	0.10	-	-	-	14
	9	0.64	0.05	0.53	0.007	0.032	0.021	0.0021	0.0051	0.014	0.01	0.0009	0.57	-	-	-	0.08	13

表7の組成を有する鋼材を実施例－1と同一手順で準備し、同一条件で静的捩り強度、捩り疲労強度を評価した。なお、冷間加工性の指標としてドリルによる被削性を評価した。評価結果を表7に示したが、本発明鋼材は、同じ炭素量の比較鋼材に比較して被削性は相対的に優れている。

【0071】次に、強度特性の評価結果を表8に示す。

【0072】

【表8】

(実施例－4)

区分	鋼材No	表面硬さ Hcase (HV)	芯部硬さ Hcore (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ Hp-core (HV)	γ粒度 No.	表面残留応力 MPa	静的捩り強度 MPa	1×10⁶回捩り疲労強度 MPa
本願規定	－	－	－	0.3～0.8	≧400	≧9*	－	－	－
第4及び第8発明鋼材	1	661	247	0.48	475	8.3	-452	1708	701
	2	635	218	0.47	411	9.4	-534	1803	623
	3	688	253	0.48	408	9.1	-523	1786	664
	4	602	223	0.48	429	8.4	-423	1804	608
	5	623	231	0.43	405	8.9	-467	1809	606
	6	632	231	0.44	413	9.4	-547	1816	603
	7	681	213	0.47	413	8.8	-512	1828	615
	8	687	238	0.45	435	8.5	-506	1741	638
	9	691	241	0.43	422	9.4	-561	1725	619

*第8発明鋼材

捩り疲労破壊の起点は、いずれも内部起点である。

【0073】表8から明らかなように、本発明例ではいずれも静的捩り強度1600MPa以上、捩り疲労強度は600MPa以上の優れた特性を有する。第8発明例である、γ粒度が9番以上で高炭素鋼である発明例3他は、特に優れた強度特性を示す。

（実施例－5）本願の第5発明および第8発明の実施例を表9および表10に示す。

【0074】

【表9】

（実施例－5）

(wt%)

区分	鋼No	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V	V_{L1000} (m/min)
第5及び第8発明鋼材	1	0.54	0.02	0.35	0.012	0.031	0.019	0.0024	0.0041	0.010	0.01	0.0008	-	0.11	-	-	-	16
	2	0.38	0.04	1.31	0.027	0.032	0.027	0.0022	0.0071	0.013	0.01	0.0012	0.31	-	-	-	-	16
	3	0.42	0.05	0.88	0.022	0.026	0.022	0.0023	0.0057	0.009	0.01	0.0019	-	-	-	-	0.14	15
	4	0.43	0.06	1.31	0.018	0.031	0.017	0.0025	0.0041	0.012	0.01	0.0018	-	-	-	0.021	-	15
	5	0.48	0.13	1.41	0.021	0.033	0.018	0.0027	0.0045	0.013	0.01	0.0012	0.72	0.06	0.27	-	0.07	18
	6	0.42	0.04	0.42	0.019	0.024	0.025	0.0026	0.0050	0.008	0.01	0.0014	0.44	0.10	-	-	-	17
	7	0.47	0.12	0.64	0.028	0.034	0.019	0.0023	0.0035	0.011	0.01	0.0008	-	0.12	-	-	0.08	15
	8	0.39	0.05	0.75	0.021	0.018	0.017	0.0019	0.0036	0.008	0.03	0.0013	0.32	-	-	-	0.12	15
	9	0.51	0.07	0.81	0.010	0.017	0.023	0.0025	0.0088	0.012	0.02	0.0009	-	0.18	-	0.024	-	16
	10	0.53	0.04	0.42	0.011	0.029	0.028	0.0028	0.0038	0.008	0.01	0.0009	0.31	-	-	0.019	-	18

表9の組成を有する鋼材を実施例－1と同一手順で準備し、同一条件で静的捩り強度、捩り疲労強度を評価した。なお、冷間加工性の指標としてドリルによる被削性を評価した。評価結果を表9に示したが、本発明鋼材は、同じ炭素量の比較鋼材に比較して被削性は相対的に優れている。

【0075】次に、強度特性の評価結果を表10に示す。

【0076】

【表10】

（実施例－5）

区分	鋼材No	表面硬さ Hcase (HV)	芯部硬さ Hcore (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ Hp-core (HV)	Hp-core/Hcase	γ粒度 No.	表面残留応力 MPa	静的捩り強度 MPa	1×10^{5}回捩り疲労強度 MPa
本願規定	−	−	−	0.4〜0.75	−	≧0.56	≧9*	−	−	−
第5及び第8発明鋼材	1	681	215	0.46	396	0.58	9.4	-536	1719	684
	2	622	211	0.68	666	1.08	8.1	-432	1726	759
	3	638	216	0.54	466	0.73	8.7	-482	1691	725
	4	643	221	0.68	688	1.07	7.9	-417	1798	789
	5	657	281	0.70	937	1.43	8.1	-463	1854	782
	6	639	196	0.48	365	0.57	9.1	-487	1618	692
	7	681	227	0.54	493	0.75	8.6	-437	1761	735
	8	628	217	0.56	493	0.79	8.7	-465	1669	728
	9	678	212	0.50	425	0.63	8.8	-488	1766	719
	10	687	209	0.48	402	0.58	9.0	-561	1765	710

*第8発明鋼材

捩り疲労破壊の起点は、いずれも表面起点である。

【0077】表10から明らかなように、本発明例ではいずれも静的捩り強度1600MPa以上、捩り疲労強度は680MPa以上の優れた特性を有する。第8発明例である、γ粒度が9番以上で高炭素鋼である発明例9他は、特に優れた強度特性を示す。

（実施例－6）本願の第6発明および第8発明の実施例を表11および表12に示す。

【0078】

【表11】

（実施例−8）　(wt%)

区分	鋼No	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V	V_{L1000} (m/min)
第6及び第8発明鋼材	1	0.52	0.03	0.54	0.007	0.029	0.022	0.0025	0.0042	0.012	0.01	0.0007	-	0.12	-	-	-	16
	2	0.55	0.07	1.31	0.008	0.032	0.017	0.0027	0.0044	0.005	0.02	0.0008	-	0.11	-	-	0.10	10
	3	0.47	0.03	1.22	0.023	0.045	0.027	0.0017	0.0074	0.006	0.02	0.0016	0.25	-	-	-	-	14
	4	0.52	0.05	0.38	0.012	0.030	0.021	0.0024	0.0052	0.013	0.01	0.0006	0.48	-	-	-	0.11	14
	5	0.37	0.04	1.48	0.022	0.032	0.025	0.0026	0.0053	0.009	0.01	0.0014	0.28	0.06	0.27	0.017	0.08	13
	6	0.41	0.12	0.73	0.072	0.033	0.017	0.0032	0.0043	0.012	0.01	0.0009	0.18	0.08	-	-	-	18
	7	0.48	0.08	0.85	0.024	0.024	0.016	0.0034	0.0045	0.016	0.01	0.0013	0.32	0.08	0.31	-	-	15
	8	0.45	0.04	0.86	0.021	0.018	0.021	0.0017	0.0063	0.012	0.03	0.0015	-	0.21	-	0.020	-	16
	9	0.52	0.12	0.41	0.012	0.019	0.018	0.0018	0.0034	0.008	0.01	0.0008	0.24	-	-	0.019	-	16
	10	0.55	0.03	0.64	0.009	0.025	0.019	0.0017	0.0038	0.007	0.02	0.0008	-	0.11	-	-	0.10	13

表11の組成を有する鋼材を実施例−1と同一手順で準備し、同一条件で静的捩り強度、捩り疲労強度を評価した。なお、冷間加工性の指標としてドリルによる被削性を評価した。評価結果を表11に示したが、本発明鋼材は、同じ炭素量の比較鋼材に比較して被削性は相対的に優れている。

【0079】次に、強度特性の評価結果を表12に示す。

【0080】

【表12】

（実施例−8）

区分	鋼材No	表面硬さ Hcase (HV)	芯部硬さ Hcore (HV)	硬化層厚さ t/r	投影芯部硬さ Hp-core (HV)	Hp-core/Hcase	断面内平均硬さ Hav (HV)	γ粒度 No.	表面残留応力 MPa	静的捩り強度 MPa	1×10⁶回捩り疲労強度 MPa
本願規定	−	−	−	0.4〜0.75	−	≧0.56	≧560	≧9*	−	−	−
第6及び第8発明鋼材	1	683	211	0.51	430	0.63	627	9.2	-537	1780	728
	2	698	204	0.67	861	1.24	681	7.9	-435	1970	795
	3	661	228	0.65	652	0.99	642	8.2	-461	1841	771
	4	603	232	0.45	423	0.82	608	9.5	-621	1725	698
	5	617	247	0.71	852	1.38	606	9.4	-456	1728	783
	6	635	205	0.58	468	0.73	598	8.7	-467	1692	730
	7	657	234	0.58	533	0.81	624	9.5	-481	1781	748
	8	652	214	0.62	445	0.68	504	9.1	-534	1711	721
	9	693	217	0.48	402	0.59	608	9.3	-557	1725	696
	10	696	248	0.53	528	0.78	649	9.0	-527	1864	740

*第8発明鋼材

捩り疲労破壊の起点は、いずれも表面起点である。

【0081】表12から明らかなように、本発明ではいずれも静的捩り強度1690MPa以上、捩り強度比は690MPa以上の優れた特性を有する。

【0082】第8発明例である、γ粒度が9番以上で高炭素鋼である発明例10他は、特に優れた強度特性を示

す。

【００８３】

【発明の効果】以上述べたごとく本発明の高周波焼入れ鋼材は軸部品として優れた捩り疲労強度を有し、且つその製造時には冷間加工性、つまり製造性に優れており、本発明による産業上の効果は極めて顕著なものがある。

【図面の簡単な説明】

【図１】　（Ａ）はセレーシン部を有するシャフト、（Ｂ）はフランジ付シャフト、（Ｃ）は外筒付シャフトを示した図である。

【図２】　捩り疲労強度に及ぼす硬化層深さと芯部硬さの関係を模式的に示した図である。

【図３】　内部起点材の１×１０^{5}回の捩り疲労強度と投影芯部硬さＨｐ－ｃｏｒｅとの関係を示す図である。

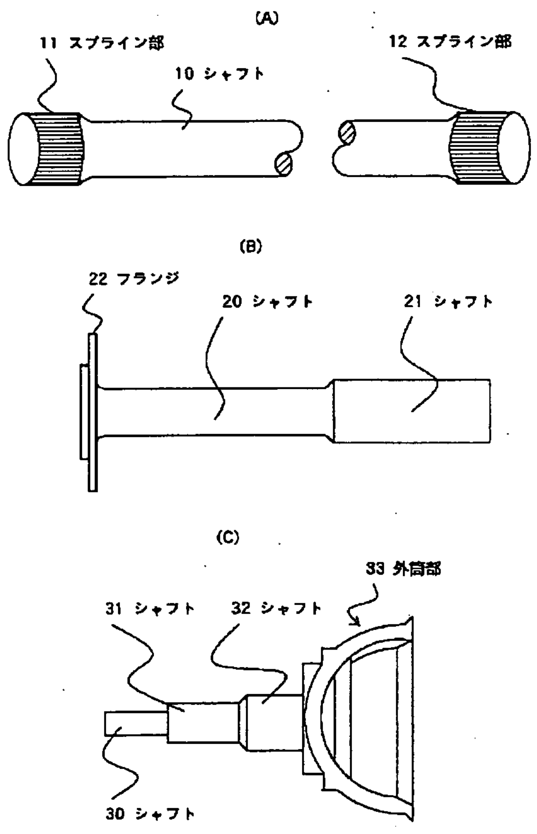
【図４】　破壊起点とＨｐ－ｃｏｒｅ／Ｈｃａｓｅ、繰り返し数Ｎの関係を示した図である。

【図５】　表面起点材の１×１０^{5}回の捩り疲労強度と投影芯部硬さＨａｖとの関係を示す図である。

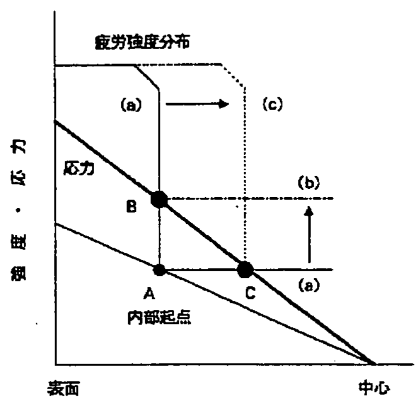
【符号の説明】

１０　シャフト、
１１、１２　セレーション、
２０、２１　シャフト、
２２　フランジ
３０、３１、３２　シャフト、
３３　外筒部

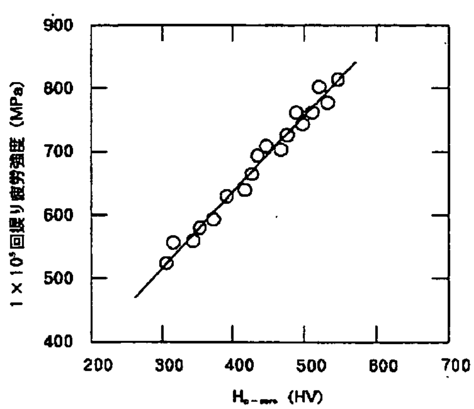
【図１】



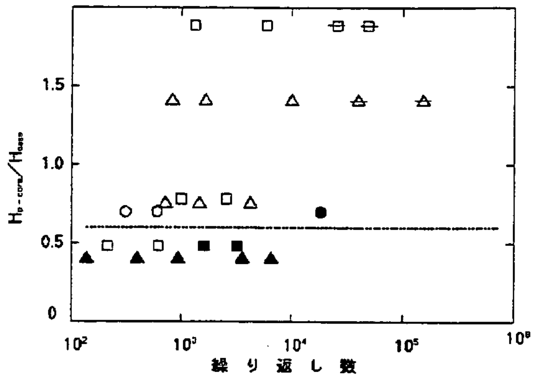
【図２】



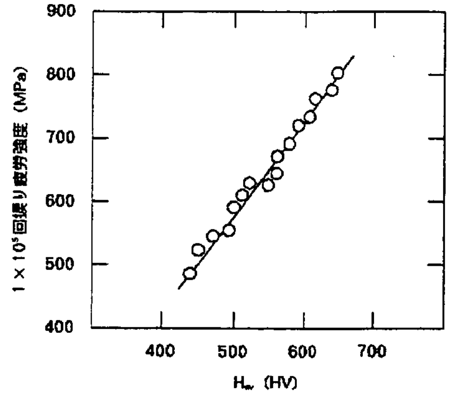
【図３】



【図4】


1.5
1.0
0.5
0
10²
10³
10⁴
10⁵
繰り返し数

【図5】


900
800
700
600
500
400
400
500
600
700
(MPa)
(HV)